



Titre: Comportement en fatigue de joints d'aluminium 7075-T6 soudés par friction-malaxage et parachevés
Title: friction-malaxage et parachevés

Auteur: Assaf Farah
Author:

Date: 2013

Type: Mémoire ou thèse / Dissertation or Thesis

Référence: Farah, A. (2013). Comportement en fatigue de joints d'aluminium 7075-T6 soudés par friction-malaxage et parachevés [Thèse de doctorat, École Polytechnique de Montréal]. PolyPublie. <https://publications.polymtl.ca/1316/>
Citation:

 **Document en libre accès dans PolyPublie**
Open Access document in PolyPublie

URL de PolyPublie: <https://publications.polymtl.ca/1316/>
PolyPublie URL:

Directeurs de recherche: Yves Verreman, Simon Larose, & Priti Wanjara
Advisors:

Programme: Génie métallurgique
Program:

UNIVERSITÉ DE MONTRÉAL

COMPORTEMENT EN FATIGUE DE JOINTS D'ALUMINIUM 7075-T6
SOUDÉS PAR FRICTION-MALAXAGE ET PARACHEVÉS

ASSAF FARAH

DÉPARTEMENT DE GÉNIE MÉCANIQUE

ÉCOLE POLYTECHNIQUE DE MONTRÉAL

THÈSE PRÉSENTÉE EN VUE DE L'OBTENTION

DU DIPLÔME DE PHILOSOPHIAE DOCTOR

(GÉNIE MÉTALLURGIQUE)

OCTOBRE 2013

UNIVERSITÉ DE MONTRÉAL

ÉCOLE POLYTECHNIQUE DE MONTRÉAL

Cette thèse intitulée:

COMPORTEMENT EN FATIGUE DE JOINTS D'ALUMINIUM 7075-T6
SOUDÉS PAR FRICTION-MALAXAGE ET PARACHEVÉS

présentée par : FARAH Assaf

en vue de l'obtention du diplôme de : Philosophiae Doctor

a été dûment acceptée par le jury d'examen constitué de :

M. TURENNE Sylvain, Ph.D., président

M. VERREMAN Yves, Ph.D., membre et directeur de recherche

M. LAROSE Simon, M.Eng., membre et codirecteur de recherche

Mme WANJARA Priti, Ph.D., membre et codirectrice de recherche

M. LÉVESQUE Martin, Ph.D., membre

Mme ST-GEORGES Lyne, Ph.D., membre

DÉDICACE

À ma famille

REMERCIEMENTS

Merci à tous ceux qui ont participé au succès de cette étude, en particulier: Laurent Dubourg, Priti Wanjara, Simon Larose et Yves Verreman. Je remercie aussi le Conseil National de Recherches du Canada – Aérospatiale, l'École Polytechnique de Montréal ainsi que le Centre de Recherche sur l'Aluminium – REGAL pour leur soutien au projet.

RÉSUMÉ

Le soudage par friction-malaxage (SFM) est un procédé d'assemblage à l'état solide. La température du métal de base est comprise entre 0,6 et 0,8 fois la température de fusion. Il permet de souder des alliages d'aluminium de haute résistance (séries 2000 et 7000) qui ne pouvaient jusqu'à ce jour être assemblés que par rivetage. L'utilisation de ce procédé dans la construction des aéronefs permet de réduire les coûts de fabrication et, indirectement, les coûts d'opération grâce aux allègements structuraux qu'il permet. Cependant, malgré les nombreux travaux de recherche effectués au sujet du SFM incluant l'évaluation des performances des joints soudés pour des alliages d'aluminium de haute résistance, les connaissances sur la résistance en fatigue de ces joints sont limitées.

Les sillons laissés à la surface du joint par l'outil, les bourrelets de soudage et la déformation des tôles soudées sont des problèmes inhérents au SFM. Les sillons et les bourrelets sont des zones de concentration de contraintes qui facilitent l'amorçage des fissures de fatigue alors que les déformations rendent l'assemblage des tôles soudées plus difficile, en particulier pour des pièces à géométrie 3D complexe. À ce propos, des procédés de parachèvement permettant de réduire la sévérité des défauts géométriques et / ou la déformation des tôles pourraient constituer des ajouts déterminants pour l'utilisation à grande échelle du SFM.

Dans le cadre d'une collaboration de recherche sur le SFM entre l'École Polytechnique de Montréal et le Conseil National de Recherches du Canada, la présente recherche a pour but d'étudier le comportement en fatigue de joints SFM bout à bout en AA7075-T6 à l'état brut de soudage et après parachèvement par brossage, galetage, usinage et traitement thermique de mise en solution et revenu. Chacun de ces procédés de parachèvement a été examiné afin de d'évaluer son potentiel pour résoudre les problèmes du SFM mentionnés plus haut. Par exemple, le brossage est étudié comme moyen de minimiser les défauts de surface (sillons et bourrelets). Le galetage est considéré afin de réduire la déformation des tôles soudées. L'usinage de la surface supérieure des joints doit permettre de comprendre la réponse mécanique en l'absence de défaut de surface. Finalement, un traitement thermique de mise en solution et revenu est susceptible de restaurer les propriétés mécaniques affectées par la dissolution des précipités pendant le SFM.

L'évaluation de l'effet des procédés de parachèvement sur la vie en fatigue de joints SFM en AA7075-T6 a nécessité, dans une première étape, de déterminer les conditions du procédé permettant de produire des joints intègres, c'est-à-dire sans tunnel ou manque de pénétration. Une force verticale optimale de 11 kN a permis de réaliser des joints intègres entre des tôles en AA7075-T6 de 2,3 mm d'épaisseur. Durant cette phase initiale, il a été remarqué que la taille des bourrelets situés de part et d'autre du joint pouvait être réduite en diminuant la force verticale, mais que cette amélioration se faisait aux dépens de la performance des joints lors des essais de pliage.

Sur les joints bruts de soudage, les contraintes résiduelles ont été en tension dans la direction parallèle à la direction du joint. La contrainte maximale mesurée a été de +193 MPa au milieu du joint, soit 37,8 % de la limite d'élasticité du métal de base. Les contraintes résiduelles dans la direction perpendiculaire au joint ont varié entre -38 MPa et +20 MPa dans la zone du joint. Les éprouvettes prélevées dans les plaques soudées ont cependant présenté des contraintes résiduelles comprises entre -49 et -87 MPa, ce qui pourrait mener à une surestimation de la résistance en fatigue.

La limite d'élasticité et la résistance à la traction monotone des joints bruts de soudage ont été de 25 % et 12 % inférieures à celles du métal de base respectivement. Les parachèvements par brossage et par galetage n'ont pas eu d'effet notable sur la résistance en traction des joints, tandis que le parachèvement par usinage a légèrement diminué (2%) la résistance à la traction, ce qui pourrait être attribuable à la réduction de la section de l'éprouvette due à l'usinage. Les meilleures performances en traction ont été obtenues après parachèvement par brossage et traitement thermique de mise en solution et revenu, avec une efficacité des joints de près de 95%.

La résistance en fatigue des joints bruts SFM a été inférieure à celle du métal de base. Le niveau de contrainte correspondant à 10^6 cycles a été de 76,5 % de celui du métal de base. Les fissures de fatigue des joints bruts de soudage se sont amorcées à la surface supérieure du joint, dans les sillons laissés de l'outil. Le brossage a amélioré la résistance à environ 90 % de celle du métal de base. Les fissures de fatigue des joints brossés se sont amorcées sous le joint dans les puits de dureté de la zone affectée thermiquement (ZAT) plutôt qu'à la surface supérieure dans les sillons,

ce qui suggère que l'adoucissement localisé devient le défaut prédominant à la suite du parachèvement par brossage.

Le galetage a permis de réduire la déformation des plaques soudées de 50 %. Alors que ce procédé a une influence négligeable sur la résistance en traction des joints, une baisse notable de la résistance en fatigue a été remarquée, jusqu'à 40 % de celle du métal de base. Cette forte réduction a été attribuée aux concentrations de contraintes dues à l'écrasement des bourrelets aux bords du joint. Des soudures parachevées à l'aide d'une combinaison de brossage et de galetage ont montré la même résistance en fatigue et le même mode de rupture que les joints galetés directement après soudage, le brossage avant galetage n'ayant pas suffisamment réduit la taille des bourrelets de soudage. Par conséquent, la concentration de contraintes après galetage n'a pas été influencée par un brossage préalable.

Le parachèvement par usinage des joints visant à enlever les sillons à la surface supérieure de la soudure a donné des résultats en fatigue similaires à ceux obtenus par brossage. Plus précisément, la résistance en fatigue des soudures usinées était de 90% de celle du métal de base et les fissures de fatigue se sont amorcées sous le joint dans les puits de dureté de la zone affectée thermiquement (ZAT).

Les joints parachevés par brossage et traitement thermique ont montré une résistance en fatigue égale à 96,2 % de celle du métal de base. Les fissures de fatigue se sont amorcées sur la surface supérieure au milieu du joint ou sur la surface inférieure dans la ZAT. Cette combinaison de procédés a corrigé deux lacunes du procédé de SFM : le brossage a éliminé les défauts géométriques à la surface tandis que le traitement thermique a réduit l'adoucissement dans la ZAT, toutefois sans ramener cette zone à l'état T6 initial.

ABSTRACT

Fatigue Behaviour of Friction Stir Welded AA7075-T6 with Post-Weld Treatments

Friction stir welding (FSW) is an emergent solid state joining technology that involves processing at temperatures typically in the range of 0.6-0.8 of the melting point of the material. For the assembly of high strength aluminum alloys (i.e. 2000 and 7000 series), the FSW process offers an alternative approach to manufacturing by mechanical fastening (e.g. riveting). Through the application of FSW, fabrication of aircraft structures can be rendered cost-efficiently with concomitant benefits of lower operational costs due to lightweighting. Nonetheless, despite considerable scientific throughput in FSW process development and evaluation for high strength aluminum alloys, there is still limited knowledge on the fatigue resistance of the welded joints.

In consideration of the surface characteristics of the joint after FSW, inherent shortcomings of the process include the striations and burrs on the upper (crown) surface of the weld, as well as distortion of the assembly, especially in thin-gauge structures. In particular, weld striations and burrs are stress concentration regions that facilitate fatigue crack initiation. By contrast, distortion from welding poses considerable challenges for final assembly, especially for 3D complex geometries. In this respect, post-weld treatments that mitigate the severity of the geometrical defects (i.e. striations, burrs) and/or the weld distortions would be key enablers for widespread application of FSW.

In the framework of a research collaboration on FSW between Ecole Polytechnique de Montreal and the National Research Council of Canada (NRC), the present study was targeted to determine the mechanical response (tensile and fatigue) of friction stir butt welded AA7075-T6 in the as-welded condition, as well as after different post-weld treatments, including brushing, deep rolling, machining, and solution heat treatment and precipitation hardening. Each post-weld treatment was deliberated to address the concerns in regard to FSW of AA7075-T6. For instance, brushing was considered for minimizing the surface defects (striations and burrs). Deep rolling was intended for reducing distortion in the welds. Machining of the weld upper surface would allow the understanding of the mechanical response without the surface defects. Finally, post-

weld heat treatment was aimed at recovering the strength loss from precipitate dissolution during FSW.

Inevitably to investigate the effect of the post-weld treatments on the fatigue performance of the friction stir welded AA7075-T6, process conditions allowing integral welds, i.e. without defects such as wormholes or lack of penetration, were identified. Specifically, using an optimal vertical force of 11 kN rendered integral welding of 2.3 mm thick AA7075-T6. In this initial phase, it was remarked that the burrs on either side of the joint can be reduced in size by decreasing the vertical force, but, in due course, this is at the expense of the 180° bend performance of the weld.

For the as-welded condition, residual stress measurements showed tensile stresses in the direction parallel to the welded joint. The maximum measured stress was +193 MPa in the middle of the joint, which corresponds to 37.8 % of the yield strength of AA7075-T6. The residual stress in the direction perpendicular to the welded joint varied between -38 MPa and + 20 MPa in the weld zone. However, the residual stress measured on the welded coupons was between -49 and -87 MPa, which may lead to an overestimation of the fatigue strength.

Evaluation of the tensile mechanical properties revealed reductions of 25 % and 12 % for the yield and ultimate tensile strengths of the welds as compared to that of the base material. Post-weld treatment with brushing and / or deep rolling appeared to have no effect on the tensile strength of the welded joints. Machining was observed to slightly decrease (by 2 %) the tensile strength of the weld, which may be a remnant effect of reducing the gage thickness. A combination of brushing and post-weld heat treatment was most effective; the joint efficiency was nearly 95%.

The fatigue strength in the as-welded condition was lower than that of the base metal. Specifically, the stress amplitude corresponding to 10^6 cycles was 76.5 % of that of the base metal. The fatigue cracks initiated at the weld striations on the upper surface of the weld. Brushing improved the fatigue strength to about 90 % of that of the base metal. The fatigue cracks initiated in the low hardness location of the heat affected zone (HAZ) on the lower (root)

surface of the weld. This suggests that the localized softening effect becomes predominant over the mechanical defects (i.e. striations) for this post-weld treatment.

Deep rolling reduced weld distortion by 50 %. Despite no influence of deep rolling on the tensile strength, a marked reduction (40 %) in the fatigue strength of the weld was determined as compared to that of the base metal. This reduction was attributed to the stress concentration resulting from the burrs crushing into the underlying regions, i.e. just below the weld edges. Combinations of brushing and deep rolling showed similar fatigue strengths and fracture modes, as the former post-weld treatment did not sufficiently diminish the size of the burrs on either side of the weld. Hence, the severity of the stress concentration after deep rolling remained similar with or without brushing.

Machining of the welds to remove the striations on the upper surface gave similar fatigue results to that obtained by brushing. Specifically, the fatigue strength of the machined welds was 90 % of that of the base metal and failure initiated on the lower surface of the weld in the softened region of the HAZ.

Heat treatment after brushing improved the fatigue strength to 96.2 % of that of the base metal. The fatigue crack initiated in the middle of the weld or at the lower (root) surface in the HAZ. This combination addressed two shortcomings of the FSW process: brushing eliminated the effect of the geometrical defects on the upper surface and the heat treatment mitigated the softening in the HAZ, although not entirely to the initial T6 condition.

TABLE DES MATIÈRES

DÉDICACE.....	iii
REMERCIEMENTS	iv
RÉSUMÉ.....	v
ABSTRACT	viii
TABLE DES MATIÈRES	xi
LISTE DES TABLEAUX.....	xv
LISTE DES FIGURES.....	xvii
LISTE DES SIGLES ET ABRÉVIATIONS	xxvii
INTRODUCTION.....	1
1. CONTEXTE INDUSTRIEL ET OBJECTIFS.....	3
1.1 Contexte	3
1.2 Problématique.....	3
1.3 Objectifs généraux et spécifiques.....	5
1.4 Organisation du document	5
2. REVUE BIBLIOGRAPHIQUE	7
2.1 Procédé de soudage par friction malaxage.....	7
2.2 Joint soudé bout à bout.....	8
2.3 Joint soudé par recouvrement.....	9
2.4 Paramètres de soudage et fenêtres opératoires.....	10
2.4.1 Paramètres géométriques de l'outil.....	11
2.4.2 Paramètres opératoires du procédé.....	16
2.4.3 Défauts	23
2.5 Caractéristiques du joint soudé	25
2.5.1 Mécanismes de soudage et écoulement du matériau.....	26
2.5.2 Profil thermique et dureté.....	27
2.5.3 Mécanismes de recristallisation	31
2.5.4 Contraintes résiduelles	35
2.5.5 Déformation de l'assemblage.....	38
2.5.6 Fini de surface	39

2.6	Fatigue des joints soudés bout à bout.....	41
2.6.1	Résistance en fatigue des joints soudés transversaux.....	41
2.6.2	Sites d'amorçage des fissures.....	47
2.6.3	Propagation des fissures de fatigue	51
2.7	Parachèvement des joints soudés et amélioration de la résistance en fatigue	55
2.7.1	Parachèvement par galetage	57
2.7.2	Parachèvement par brossage	65
2.7.3	Parachèvement par usinage	66
2.7.4	Parachèvement par traitement thermique	68
2.8	Synthèse critique	76
3.	TECHNIQUES EXPÉRIMENTALES	78
3.1.	Fabrication des joints soudés.....	78
3.1.1.	Caractéristiques de l'alliage 7075	79
3.1.2.	Préparation des plaques à souder	80
3.1.3.	Soudage des plaques.....	80
3.1.4.	Choix de la géométrie de l'outil.....	82
3.1.5.	Optimisation de la force verticale	83
3.1.6.	Réalisation des joints.....	87
3.2.	Techniques de parachèvement	90
3.2.1.	Brossage	90
3.2.2.	Galetage.....	95
3.2.3.	Traitement thermique des échantillons	97
3.2.4.	Usinage de la surface du joint	98
3.3.	Usinage des échantillons	98
3.4.	Caractérisation du métal de base et des joints soudés	100
3.4.1.	Macrographie et micrographie	100
3.4.2.	Cartographie de la microdureté	101
3.4.3.	Mesures des défauts de planéité	102
3.4.4.	Mesures des contraintes résiduelles	102
3.4.5.	Essais de traction.....	104
3.4.6.	Essais de fatigue	105

4.	RÉSULTATS DES CARACTÉRISATIONS	107
4.1	Métal de base et joints bruts de soudage	107
4.1.1.	Contraintes résiduelles	107
4.1.2.	Analyse macrographique	111
4.1.3.	Analyse de la micrographie	112
4.1.4.	Cartographie de la microdureté	117
4.1.5.	Essais de traction	119
4.1.6.	Essais de fatigue	121
4.2	Joints parachevés par brossage	123
4.2.1.	Contraintes résiduelles	123
4.2.2.	Essais de traction	124
4.2.3.	Essais de fatigue	126
4.3	Joints galetés	128
4.3.1.	Mesures des défauts de planéité	128
4.3.2.	Microdureté d'un joint galeté par-dessous	130
4.3.3.	Analyse de la métallographie	131
4.3.4.	Essais de traction des joints galetés	133
4.3.5.	Essais de fatigue des joints galetés	135
4.4	Joints usinés	138
4.4.1.	Essais de traction	138
4.4.2.	Essais de fatigue	139
4.5	Joints parachevés par brossage et traitement thermique	140
4.5.1.	Cartographie de la microdureté	141
4.5.2.	Métallographie	143
4.5.3.	Essais de traction	143
4.5.4.	Essais de fatigue	145
5.	DISCUSSION	149
5.1	Métal de base et joints bruts de soudage	149
5.2	Joints brossés	154
5.3	Joints galetés	155
5.4	Joints usinés	158

5.5 Joints parachevés par brossage et traitement thermique	159
CONCLUSIONS.....	161
RECOMMANDATIONS.....	165
BIBLIOGRAPHIE	167

LISTE DES TABLEAUX

Tableau 2-1: Descriptions des outils présentés à la figure 2-7 (Zhao, Lin et al. 2005).	15
Tableau 2-2: Dureté du AA7075-T651 avec le temps de vieillissement naturel (Fuller, Mahoney et al. 2010).....	29
Tableau 2-3: Résultats des essais de traction des joints SFM en AA6061-T6 de 6 mm d'épaisseur : métal de base (BM), joints bruts de soudage (AW), mis en solution (ST), vieillis après mise en solution (STA) et vieillis directement après soudage (AG) (Elangovan and Balasubramanian 2008b).	69
Tableau 3-1: Matrice des essais de fatigue.....	79
Tableau 3-2: Éléments d'addition en pourcentage massique dans les alliages 7075 selon la norme UNS97075 et dans celui utilisé dans cette étude.	79
Tableau 4-1: Contraintes résiduelles mesurées sur une plaque du métal de base.	107
Tableau 4-2: Contraintes résiduelles mesurées sur la plaque brute de soudage.....	109
Tableau 4-3: Contraintes résiduelles mesurées sur une plaque brute de soudage à l'emplacement de l'échantillon F4 (figure 4-2).	109
Tableau 4-4: Contraintes résiduelles transversales mesurées sur les échantillons de fatigue.	110
Tableau 4-5: Contraintes résiduelles mesurées sur des échantillons bruts de soudage.....	111
Tableau 4-6: Propriétés mécaniques obtenues à partir des essais de traction du métal de base (MB) et des joints bruts de soudage (BS).	120
Tableau 4-7: Contraintes résiduelles transversales mesurées sur des échantillons de fatigue prélevés dans des joints brossés à 1 mm/s (F5 et F1) et brossés à 5 mm/s (F2).	123
Tableau 4-8: Résultats des essais de traction du métal de base (MB), des joints bruts de soudage (BS) et des joints brossés à deux vitesses différentes. Les valeurs entre parenthèses indiquent l'efficacité du joint par rapport au métal de base.	125
Tableau 4-9 : Résultats des essais de traction des joints galetés.	134
Tableau 4-10 : Résultats des essais de traction des joints parachevés par usinage. L'efficacité du joint par rapport au métal de base est présentée entre parenthèses.	139

Tableau 4-11: Résultats des essais de traction des joints parachevés par traitement thermique.....	144
Tableau 5-1: Résultats d'essais de traction du métal de base (MB) et de joints SFM bruts de soudage (BS). Les valeurs entre parenthèses représentent le pourcentage par rapport au métal de base.	151
Tableau 5-2: Sommaire des essais réalisés dans le cadre de la présente recherche. Les valeurs entre parenthèses représentent le pourcentage de l'efficacité du joint par rapport au métal de base. La résistance en fatigue est l'amplitude de contrainte à 106 cycles.	160

LISTE DES FIGURES

Figure 2-1: Illustration du procédé de SFM (Thomas and Nicholas 1997).	7
Figure 2-2: Présentation du joint bout à bout (Khaled 2005).	8
Figure 2-3: Différents types de joints soudés par recouvrement, (a) soudure entre un raidisseur et une tôle, (b) soudure entre deux plaques.	9
Figure 2-4: Présence de fissures dans un joint par recouvrement (Fersini and Pirondi 2007a).	10
Figure 2-5: Différentes formes d'épaulement disponibles (Thomas, Nicholas et al. 2001).	11
Figure 2-6: Différents types d'outils, leurs caractéristiques et leurs applications (Nandan, DebRoy et al. 2008).	12
Figure 2-7: Configurations d'outils utilisés pour déterminer l'effet de la géométrie du pion sur la résistance en traction des joints SFM (Zhao, Lin et al. 2005).	15
Figure 2-8: Micrographie qui montre la présence d'une cavité dans un joint en AA7020-T6 de 4,4 mm d'épaisseur à 1400 rpm et une vitesse d'avance de 80 mm/min (pion conique dont le diamètre varie entre 6 et 4 mm) (Kumar and Kailas 2008).	17
Figure 2-9: Résistance en traction (a) et allongement à la rupture (b) d'un joint SFM en AA2219 de 6 mm d'épaisseur en fonction de la vitesse de rotation (vitesse d'avance constante de 0,76 mm/s) (Elangovan et Balasubramanian 2007).	18
Figure 2-10: Variation de la limite d'élasticité d'un joint en AA6082-T6 de 4 mm d'épaisseur SFM en fonction de la vitesse d'avance (Cavaliere, Squillace et al. 2008).	18
Figure 2-11: Fenêtre opératoire pour assurer la bonne qualité d'un joint SFM en ADC12 (alliage d'aluminium coulé équivalent au A383 (Hangai, Ozeki et al. 2009)) de 4 mm d'épaisseur (Kim, Fujii et al. 2006).	19
Figure 2-12: État du joint SFM en AA7020-T6 de 4,4 mm d'épaisseur et la force mesurée (a) 4 kN, (b) 6 kN, (c) 7,4 kN et (d) 10,4 kN (Kumar et Kailas 2008).	20
Figure 2-13: Angle d'inclinaison de l'outil (Khaled 2005).	21
Figure 2-14: Effet de l'inclinaison de l'outil par rapport à la surface du joint. AA5456 de 4 mm d'épaisseur (Chen, Yan et al. 2006). (a) La surface du joint soudé à une	

inclinaison de l'outil de 1°, (b), (c) et (d) sont des coupes transversales des joints soudés lorsque l'inclinaison de l'outil est de 1,5°, 3,5° et 4,5° respectivement.....	22
Figure 2-15: Coupe transversale dans un joint SFM en AA5083 de 8 mm d'épaisseur qui montre les bavures en surface et une ligne d'oxyde dans le joint. En (b) un agrandissement de la zone au fond du joint (Zhou, Yang et al. 2006b).....	23
Figure 2-16: Micrographie d'un joint SFM en AA7075-T6 de 4,85 mm d'épaisseur qui présente une défectuosité en zigzag. En (b) un agrandissement de la zone au fond du joint où la défectuosité a eu lieu (Di, Yang et al. 2007).	24
Figure 2-17: Micrographie d'un joint SFM en AA5083-A321 de 8 mm d'épaisseur (Zhou, Yang et al. 2006b).	25
Figure 2-18: Microstructure d'un joint SFM en AA7050-T651 de 6,35 mm d'épaisseur (Su, Nelson et al. 2003).	26
Figure 2-19: Tomographie assistée par ordinateur au centre de l'échantillon avec un alliage de démarcation placé: (a) dans direction longitudinale du joint et (b) dans la direction transversale permettant de mettre en évidence le déplacement de matière relié au SFM (Schmidt, Dickerson et al. 2006).....	27
Figure 2-20: Distribution de la température dans un joint en AA7075 soudé par friction malaxage (Schmidt and Hattel 2008).	28
Figure 2-21: (a) Microstructure et (b) profil de dureté au milieu d'un joint en AA6065 soudé par SFM (Cabibbo, McQueen et al. 2007).....	30
Figure 2-22: Interface entre le noyau et la ZATM : (a) du côté entrant (b) du côté sortant (Uyyuru and Kailas 2006).	32
Figure 2-23: Microstructure du noyau (a) et agrandissement de la même zone en (b). Joint SFM en AA1100 de 6 mm d'épaisseur (Murr, Liu et al. 1997).	33
Figure 2-24: Joint SFM en AA7050-T651. Structures des dislocations dans la zone dynamiquement recristallisée. (a) faible densité de dislocations regroupées dans des structures hélicoïdales, (b) densité de dislocations élevée, (c) cellules restaurées à faible densité de dislocations, (d) stade initial de formation de sous-grains (Su, Nelson et al. 2003).	33
Figure 2-25: Joint SFM en AA7050-T65. Structure des dislocations dans la ZATM proche de la ZAT (a,b,c), dislocations dans la ZATM proche de la zone recristallisée	

(d). (a) densité de dislocations élevée, (b) structure de cellules de dislocation, (c) dislocations arrêtées par les précipités, (d) zone restaurée (Su, Nelson et al. 2003).....	34
Figure 2-26: Effets des paramètres de soudage sur les contraintes résiduelles; AA5083-H321 de 6 mm d'épaisseur (Lombard, Hattingh et al. 2009).....	36
Figure 2-27: Contraintes résiduelles dans la direction longitudinale dans un joint SFM en alliage d'aluminium 7075-T6 de 3 mm d'épaisseur (Buffa, Fratini et al. 2008).....	36
Figure 2-28: Contraintes résiduelles dans la direction transversale d'un joint SFM en AA7050-T7451 (Jata, Sankaran et al. 2000).....	37
Figure 2-29: Contraintes résiduelles mesurées dans une plaque de 6,3 mm d'épaisseur en AA2024. Une soudure sans précontrainte et une soudure avec précontrainte à 70 % de la limite d'élasticité avant le soudage (Staron, Kocak et al. 2002).....	38
Figure 2-30: Modes de déformation de l'assemblage après SFM (Altenkirch, Steuwer et al. 2008a).....	38
Figure 2-31: Déformation de l'assemblage dans la direction transversale en fonction de la charge appliquée (présentée en pourcentage de la limite d'élasticité). Joint SFM en AA7449 de 12,2 mm d'épaisseur (Altenkirch, Steuwer et al. 2008b).	39
Figure 2-32: Effet du fini de surface sur la vie en fatigue des joints SFM en AA2024-T3 de 2 mm d'épaisseur (Okada, Suzuki et al. 2010).	40
Figure 2-33: Résultats des essais de fatigue des joints soudés en AA6082-T6 de 4 mm d'épaisseur par MIG, TIG et SFM à 2200 rpm et vitesse d'avance de 700 mm/min et 2500 rpm et vitesse d'avance 1400 mm/min (Ericsson and Sandstrom 2003).	42
Figure 2-34: Courbes S-N de joints SFM en AA5052 de 10 mm d'épaisseur comparativement à celle du joint soudés au TIG. Le point spécial représente l'essai d'un échantillon qui avait un défaut (Wang, Wang et al. 2008).	43
Figure 2-35: Courbes S-N des joints SFM en AA6082-T6 de 4 mm d'épaisseur pour des vitesses d'avance variant entre 40 mm/min et 115 mm/min (Cavaliere, Squillace et al. 2008).....	43
Figure 2-36: Courbes S-N de joints SFM en AA6065-T6 de 4 mm d'épaisseur en fonction de la vitesse de rotation (Cavaliere, Campanile et al. 2006).	44

Figure 2-37: Variation de l'intervalle de contrainte à $R=0,1$ correspondant à 2×10^6 cycles d'un joint SFM en AA6082-T6 de 4 mm d'épaisseur en fonction de la vitesse d'avance (Cavaliere, Squillace et al. 2008).....	44
Figure 2-38: Effet de la vitesse de rotation sur la résistance en fatigue des joints en AA7075-T6 de 2,3 mm d'épaisseur (vitesse d'avance = 10 mm/s) (Gemme 2011).....	45
Figure 2-39: Effet de la vitesse d'avance sur la résistance en fatigue des joints en AA7075-T6 de 2,3 mm d'épaisseur (la vitesse de rotation est de 600 rpm) (Gemme 2011).....	45
Figure 2-40: Effet de l'énergie de soudage sur la résistance en fatigue des joints en AA7075-T6 de 2,3 mm d'épaisseur. (C : l'énergie de soudage est de 185 J/mm; D : l'énergie de soudage est de 240 J/mm). Le rapport d'avance est 0,5 mm/révolution dans les deux cas (Gemme 2011).	46
Figure 2-41: Surface de rupture par fatigue d'un joint SFM. a) emplacement de la fissure dans les sillons de l'outil. b) surface de rupture (Okada, Suzuki et al. 2010).	47
Figure 2-42: Résultats des essais de fatigue des joints SFM en AA2024-T3 de 4 mm d'épaisseur avec et sans indication linéaire en fond de joint ($R = 0,1$) (Zhou, Yang et al. 2006a).	48
Figure 2-43: Courbes S-N des joints SFM comparativement au métal de base (AA2024-T4 de 4 mm d'épaisseur). Les échantillons soudés par SFM avaient des indications de type zigzag à l'endos du joint (Di, Yang et al. 2006).....	49
Figure 2-44: Courbe S-N de joints en AA7075-T6 avec un défaut de type zigzag de 60 μm de profondeur et ceux des joints sans défauts (Di, Yang et al. 2007).	49
Figure 2-45: Courbe S-N de joints en AA5083 SFM de 8 mm d'épaisseur avec et sans défaut de type couche d'oxyde résiduelle (Zhou, Yang et al. 2006b).....	50
Figure 2-46: Échantillon en AA2024-T351 avec des fissures à l'endos de l'échantillon utilisé, pour les essais de fatigue effectués par Bussu and Irving (2003).....	52
Figure 2-47: Propagation de fissures transversales au joint SFM en AA2024-T351 de 6,35 mm d'épaisseur (Bussu and Irving 2003).	52
Figure 2-48: Propagation de fissures longitudinales au joint SFM en AA2024-T351 de 6,35 mm d'épaisseur (Bussu and Irving 2003).	53

Figure 2-49: Configuration des échantillons (a) et résultats des essais de propagation de fissure proche du seuil de propagation (b) d'un joint SFM en AA7050-T7451 de 6,35 mm d'épaisseur (Jata, Sankaran et al. 2000).	54
Figure 2-50: Rouleaux utilisés par J. Altenkirch et al. (2009) (a) le galetage à chaud (b) le galetage à froid. Les dimensions sont en mm.	59
Figure 2-51: Contraintes résiduelles mesurées dans les directions longitudinale (symboles pleins) et transversale (symboles vides) après galetage à chaud d'un joint SFM en AA2024-T3 (J. Altenkirch 2009).	59
Figure 2-52: Galetage à froid d'un joint SFM en AA2199-T8 (J. Altenkirch 2009). a) Contraintes résiduelles mesurées au centre du joint dans les directions longitudinale et transversale. b) Profils de contraintes résiduelles mesurées dans la direction longitudinale.	60
Figure 2-53: Distorsion mesurée sur un joint SFM en AA2199-T8 en fonction de la force appliquée lors du galetage à froid post-soudure. Chaque ligne représente 0,5 mm de dénivellation verticale (Altenkirch, Steuwer et al. 2009). Les lignes indiquent l'emplacement du joint.	61
Figure 2-54: Influence du galetage sur la résistance à 10^6 cycles des échantillons lisses en acier en fonction de la limite d'élasticité (Altenberger 2005).	62
Figure 2-55: Influence du galetage sur la limite d'endurance des échantillons entaillés en aciers en fonction de la limite d'élasticité (Altenberger 2005).	63
Figure 2-56: Carte de microdureté du joint en AA2199-T8 (a) à l'état brut de soudage, (b) après laminage à froid avec une force de 20 kN et (c) après laminage à froid avec une force de 40 kN (Altenkirch, Steuwer et al. 2009).	64
Figure 2-57: Effet du galetage sur l'AA6110 comparativement au métal de base, (a) à l'état survieilli, (b) à l'état brut de trempe (Juijerm and Altenberger 2007).	64
Figure 2-58: Résultats des essais en fatigue qui montrent l'effet du brunissage (low pressure burnishing) sur la résistance en fatigue de joints SFM dans l'air et dans un environnement corrosif (Prevey and Mahoney 2003).	65
Figure 2-59: Courbes S-N des joints SFM en AA7075-T6 brossés et bruts soudés à 600 rpm et une vitesse d'avance de 10 mm/s (Gemme 2011).	66

Figure 2-60: Résultats des essais de fatigue sur des échantillons SFM de 5 mm d'épaisseur usinés de deux côtés du joint (Uematsu, Tokaji et al. 2009).....	67
Figure 2-61: Macrostructure du joint SFM en AA2219-O de 5 mm d'épaisseur; (a) brut de soudage, (b) après mise en solution à 480 °C et (c) après mise en solution à 540 °C (Feng, Chen et al. 2006).....	70
Figure 2-62: Coupe transversale d'un joint SFM en AA7075-O après traitement thermique à l'état T6; (a) macrographie du joint et (b) agrandissement dans la partie supérieure du joint (Nelson, Steel et al. 2001).	71
Figure 2-63: Coupes transversales de joints SFM en AA7075 après mise en solution à 490 °C pendant 1 heure (Charit and Mishra 2008).	72
Figure 2-64: Carte définissant la zone opératoire sans occurrence de croissance anormale de grain (No AGG) (Charit and Mishra 2008).....	73
Figure 2-65: Coupe transversale d'un joint SFM en AA7075-T6 de 3 mm d'épaisseur soudé à une vitesse de rotation de 1500 rpm et une vitesse d'avance de 300 mm/min après une mise en solution à une température de 500 °C pendant 30 minutes (Goloborodko, Ito et al. 2004).....	73
Figure 2-66: Résultats des essais de fatigue des joints soudés en AA6082 de 4 mm d'épaisseur soudés à l'état T6 vs des joints soudés à l'état T4 suivi par un vieillissement à 180 °C pendant 7 heures (Ericsson and Sandstrom 2003).	74
Figure 3-1: Photos du montage sur la machine MTS I-STIR PDS. (a) vue globale avec l'outil au-dessus du joint, (b) vue mettant en évidence les profilés et le joint au milieu avant le soudage.	81
Figure 3-2: Outil utilisé pour le soudage des échantillons SFM.	83
Figure 3-3: Joint soudé à une vitesse de rotation de 1200 rpm, une vitesse d'avance de 10 mm/s et une force verticale de 11 kN.....	84
Figure 3-4: Gabarit utilisé pour les essais de pliage.....	85
Figure 3-5: Échantillons pliés, (a) après pliage sur le gabarit, (b) après pliage à la main jusqu'à la rupture.	85
Figure 3-6: Essais de pliage des échantillons soudés avec une force verticale de 11 kN, une vitesse de rotation 1200 rpm et une vitesse d'avance de 10 mm/s.....	86
Figure 3-7: Essai de pliage d'un échantillon de métal de base.	86

Figure 3-8: (a) Inspection par liquide pénétrant de l'échantillon soudé en appliquant une force verticale de 11 kN. (b) Élargissement de la partie du joint à l'extrémité non soudée de la plaque.	87
Figure 3-9: Force verticale et couple enregistrés lors du soudage du premier 80 mm.	89
Figure 3-10: Force verticale et couple enregistrés lors du soudage sur la totalité de la longueur du joint.	89
Figure 3-11: Montage de la brosse sur la machine MTS I-STIR PDS.	91
Figure 3-12: La brosse de 50 mm de diamètre utilisée pour parachever les joints SFM.	92
Figure 3-13: Emplacement des mesures de rugosité de surface (a) joint brut de soudage, (b) joint brossé à 5 mm/s.	93
Figure 3-14: Mesures de la rugosité de surface (a) joint brut de soudage, (b) joint brossé à 5 mm/s et (c) joint brossé à 1 mm/s.	94
Figure 3-15: Joint SFM (a) avant et (b) après brossage à 1 mm/s.	94
Figure 3-16: Rouleau de galetage sur une plaque soudée.	95
Figure 3-17: Joints soudés avant et après galetage.	96
Figure 3-18: Coupe transversale d'un joint galeté.	97
Figure 3-19: Échantillon de fatigue parachevé par usinage de surface.	98
Figure 3-20: Schéma d'une plaque soudée, indiquant la position des échantillons de pliage (P), traction (T) et fatigue (F) (dimensions en mm).	99
Figure 3-21: Géométrie des échantillons de traction (dimensions en mm).	99
Figure 3-22: Géométrie des échantillons de fatigue (dimensions en mm).	100
Figure 3-23: Échantillon utilisé pour cartographier la microdureté Vickers d'un joint brut de soudage.	101
Figure 3-24: Mesures des défauts de planéité des plaques soudées.	102
Figure 3-25: Définitions des axes de références et le principe de mesure des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X (Pineault et Belassel 2002).	104
Figure 3-26: Mise en place de l'essai de traction.	105
Figure 3-27: Comparateur à cadran utilisé pour aligner l'échantillon.	106
Figure 4-1: Contraintes résiduelles mesurées sur une plaque du métal de base.	107
Figure 4-2: Emplacement et directions des mesures des contraintes résiduelles sur une plaque brute de soudage (dimensions en mm).	108

Figure 4-3: Emplacement des contraintes résiduelles mesurées sur les échantillons de fatigue.....	110
Figure 4-4: Macrographie d'un joint brut.	112
Figure 4-5: Bourrelets en bordure du joint (a) du côté entrant et (b) du côté sortant.	112
Figure 4-6: Micrographie du métal de base.	113
Figure 4-7: Micrographie qui montre une partie de la ZAT adjacente à la ZATM à la racine du joint.....	114
Figure 4-8: Micrographie de la ZATM à environ 1,5 mm au dessous de la surface du joint, (a) du côté entrant et (b) du côté sortant.....	115
Figure 4-9: Micrographie du noyau.	116
Figure 4-10: Ligne d'oxyde qui traverse le joint.....	116
Figure 4-11: Agrandissement sur la ligne d'oxyde au milieu du joint.....	117
Figure 4-12: Profils de microdureté Vickers d'un échantillon brut de soudage.	118
Figure 4-13: Cartographie de microdureté d'un échantillon brut de soudage.....	118
Figure 4-14: Courbe contrainte-déformation du métal de base et d'un joint brut de soudage.....	119
Figure 4-15. Rupture dans le noyau de deux échantillons de traction des joints bruts de soudage.....	121
Figure 4-16: Courbes S-N à $R = 0,1$ du métal de base et des joints bruts de soudage ($f = 20$ Hz). Les lignes au dessous et à gauche des points indiquent que l'amorçage a eu lieu en-dessous et du côté sortant du joint respectivement.	122
Figure 4-17: Site d'amorçage des fissures de fatigue le plus fréquent dans les joints bruts de soudage.....	122
Figure 4-18: Fractographie de l'échantillon de traction dont l'allongement à la rupture est de 1,3 %.	125
Figure 4-19: Réduction de largeur dans la zone du noyau des échantillons de traction parachevés par brossage dont l'allongement à la rupture est de (a) 1,3 % et (b) de 5,5 %. La largeur initiale de l'échantillon est de 12 mm.....	126
Figure 4-20 : Courbes S-N à $R = 0,1$ des joints parachevés par brossage comparés au métal de base et aux joints bruts de soudage ($f = 20$ Hz).....	127
Figure 4-21 : Fractographie d'un échantillon brossé. Le site d'amorçage de la fissure de fatigue est au-dessous du joint dans la ZAT.	128

Figure 4-22 : Planéité du joint avant et après galetage par-dessus.....	129
Figure 4-23 : Planéité d'un joint avant et après galetage par-dessous.	130
Figure 4-24 : Profils de microdureté Vickers mesurés à une profondeur de 0,3 mm de la surface supérieure du joint.	131
Figure 4-25 : Carte de microdureté Vickers d'un joint galeté par-dessus.....	131
Figure 4-26 : Bourrelet écrasé sur un joint brut galeté par-dessous.....	132
Figure 4-27 : Bourrelet écrasé du côté entrant d'un joint brossé et galeté par-dessous.	132
Figure 4-28 : Bourrelet écrasé du côté entrant sur un joint brossé et galeté par-dessus.	133
Figure 4-29 : Essais de traction d'un joint galeté par-dessous.....	135
Figure 4-30 : Courbes S-N à $R = 0,1$ du métal de base et des joints galetés ($f = 20$ Hz).....	136
Figure 4-31 : Fractographie d'un joint galeté.....	137
Figure 4-32 : Fractographie d'un joint galeté par-dessous qui montre de multiples sites d'amorçage aux extrémités des sillons écrasés. La figure montre aussi la rupture finale par cisaillement.	137
Figure 4-33: Courbes S-N à $R = 0,1$ du métal de base, des joints bruts de soudage et des joints parachevés par usinage ($f = 20$ Hz).	140
Figure 4-34: Mesures de microdureté Vickers sur la première ligne du joint brut (BS-ligne 1) et du joint parachevé par brossage et traitement thermique (TT – ligne 1).	142
Figure 4-35: Mesures de microdureté Vickers au milieu de l'échantillon parachevé par traitement thermique.	142
Figure 4-36: Mesures de la microdureté Vickers sur un joint parachevé par traitement thermique.....	142
Figure 4-37: Cartographie de la microdureté Vickers du joint parachevé par traitement thermique après régression des données.	142
Figure 4-38: Métallographies du joint soudé après traitement thermique de mise en solution, trempe et vieillissement; (a) une macrographie du joint et (b) un agrandissement d'une partie du joint proche de la surface (au milieu du joint).	143
Figure 4-39: Échantillons de traction parachevés par brossage suivi de traitement thermique. La figure montre l'emplacement de la rupture au milieu du joint.	144
Figure 4-40: Essais de traction d'un échantillon parachevé par brossage suivi de traitement thermique.....	145

Figure 4-41: Courbes S-N à $R = 0,1$ et des joints parachevés par brossage à 1 mm/s suivi de traitement thermique ($f = 20$ Hz).....	146
Figure 4-42: Site d'amorçage d'une fissure de fatigue dans la ZAT en-dessous du joint. La largeur de l'échantillon est de 12 mm.	147
Figure 4-43: Site d'amorçage d'une fissure de fatigue au milieu du joint.	147
Figure 4-44: Site d'amorçage d'une fissure de fatigue dans le métal de base à $N=139116$	148
Figure 5-1: Variation de la limite d'élasticité ($R_{e0,2}$) et la résistance à la traction (R_m) du AA7010 en fonction de la dureté Vickers (Salazar-Guapuriche, Zhao et al. 2006).....	151
Figure 5-2: Courbes S-N du métal de base et des joints bruts de soudage. La figure montre aussi les amplitudes de contraintes à 10^6 cycles ($R = 0,1$) rapportées par Gemme (2011) pour le métal de base (G. MB), des joints soudés (G. BS) et celle rapportée par Kaufman (2008b) pour l'AA7075-T6 (K. MB) (à $R = 0$).....	153
Figure 5-3: Courbes S-N d'échantillons en tôle mince de 1,6 mm d'épaisseur en alliage 7075-T6 à $R = 0$ (Kaufman 2008b).....	153
Figure 5-4: Courbes S-N à $R = 0,1$ du métal de base, des joints bruts de soudage et des joints parachevés par galetage ($f=20$ Hz).....	157

LISTE DES SIGLES ET ABRÉVIATIONS

a_0	Longueur de fissure initiale
AA	Alliage d'aluminium
C	Couple
d	Distance interréticulaire
d_0	Distance interréticulaire lorsque la contrainte résiduelle est nulle
E	Module d'Young
f	Fréquence
GP	Guinier-Preston
HV	Microdureté Vickers
Hz	Hertz
n	Ordre de diffraction
R	Rapport de la contrainte minimale sur la contrainte maximale lors d'un chargement cyclique
$R_{e0,2}$	Limite d'élasticité conventionnelle à 0,2 %
R_m	Résistance à la traction
$S_{1,2}$	Constantes élastiques du matériau
TT	Traitement thermique
v	Vitesse d'avance de l'outil
ZAT	Zone affectée thermiquement
ZATM	Zone affectée thermomécaniquement
ΔK_{th}	Seuil de propagation des fissures longues
$\Delta \sigma_0$	Amplitude de la contrainte correspondant à la résistance en fatigue à $N=10^6$ cycles en l'absence de défauts
ε	Déformation du matériau
$\dot{\varepsilon}$	Vitesse de déformation généralisée
θ	Position angulaire du pic de diffraction des rayons X
λ	Longueur d'onde
ν	Coefficient de Poisson
σ_{ij}	Composante du tenseur de contraintes

ϕ	Angle de rotation dans le plan de la surface de l'échantillon
ω	Vitesse de rotation de l'outil
Ψ	Angle entre la normale à la surface de l'échantillon et la bissectrice des faisceaux incident et diffracté
Ω	Volume déformé

INTRODUCTION

Les alliages d'aluminium de haute performance comme les séries 2000, 6000 et 7000 sont largement utilisés dans la fabrication des avions. L'assemblage du fuselage se fait principalement par rivetage. Le soudage conventionnel par fusion des alliages d'aluminium représente un défi à cause de certaines caractéristiques inhérentes : une grande solubilité de l'hydrogène, une couche d'oxyde tenace qui doit être éliminée pour éviter la contamination du joint, une conductivité thermique élevée qui requiert une énergie de soudage élevée et un coefficient d'expansion thermique élevé qui cause de la distorsion (Menzemer, Lam et al. 1999). La conductivité thermique, la distorsion du joint et la large étendue de l'intervalle de solidification rendent les joints soudés susceptibles à la fissuration à chaud. Les alliages à durcissement structural posent des défis supplémentaires à cause des éléments d'additions; les alliages de la série 6000 sont difficilement soudables et les alliages des séries 2000 et 7000 sont pratiquement non soudables. La présence du cuivre et du magnésium, éléments importants pour l'amélioration des propriétés mécaniques de ces alliages, augmente leur sensibilité à la fissuration après soudage.

Le procédé de soudage par friction malaxage (SFM) est considéré comme la plus grande invention dans le domaine du soudage depuis 1991 (Thomas WM 1991). Ce procédé ne nécessite aucun métal d'apport, consomme moins d'énergie que les procédés de soudage par fusion et ne nécessite pas de gaz de protection. Il est considéré comme écologique comparativement aux procédés de soudage par fusion (Mishra and Ma 2005).

Le SFM est utilisé pour souder des alliages d'aluminium, magnésium, cuivre, titane, des aciers et des superalliages à base de nickel. Il est utilisé pour différentes configurations de joints comme; bout à bout, en recouvrement, en T, en coin et à angle. On trouve des applications dans de nombreux domaines, incluant la construction d'aéronefs, de navires et de ponts, la fabrication de réservoirs sous pression et de matériel de transport (Enomoto 2003). Le procédé permet de souder dans toutes les positions (à l'horizontale, à la verticale et à angle). Il est possible de souder des joints longs et par points. Cependant, la surface de l'assemblage doit typiquement être plate ou de faible courbure, et relativement lisse pour assurer un bon contact entre l'outil et l'assemblage.

Durant le SFM, la température maximale reste au-dessous de la température de fusion du métal, éliminant ainsi le risque de fissuration. Ainsi, il est possible de souder des alliages qui ne pouvaient jusqu'à ce jour être assemblés que par rivetage, tels que les alliages d'aluminium de séries 2000, 6000 et 7000. Beaucoup de recherches sont concentrées sur ces types d'alliages grandement utilisés dans les structures d'aéronefs. Le remplacement du rivetage par le procédé SFM permettrait de réduire le temps d'assemblage et le poids des aéronefs, réduisant ainsi le coût de fabrication et d'opération.

Les recherches disponibles dans la littérature scientifique indiquent que le SFM peut produire des joints possédant une performance en fatigue supérieure à celle des joints rivetés. Néanmoins, les déformations causées par les contraintes résiduelles, le fini de surface, la chute de la dureté dans la zone thermiquement affectée, le contrôle de procédé, les coûts associés à l'acquisition des machines et les gabarits de soudage et la disponibilité de données sur la vie en fatigue sont les principaux facteurs qui limitent actuellement l'utilisation de ce procédé.

Ce projet vise à étudier l'effet du parachèvement par simple brossage, usinage, galetage, brossage et traitement thermique de mise en solution et revenu sur les caractéristiques mécaniques et métallurgiques de joints SFM bout à bout en alliage d'aluminium (AA) 7075-T6, et en particulier sur leur résistance en fatigue.

1. CONTEXTE INDUSTRIEL ET OBJECTIFS

1.1 Contexte

Le soudage par friction malaxage est un procédé qui permet de remplacer le rivetage pour l'assemblage du fuselage de la nouvelle génération des avions de transport. L'élimination des rivets permet de diminuer le temps de fabrication, la traînée et de réduire le poids des appareils, ce qui signifie une réduction des coûts et de la consommation de carburant. Des compagnies comme «Eclipse» détiennent un grand nombre de brevets sur l'utilisation de ce procédé pour la fabrication de leur jet d'affaires. Cependant, cette technique n'est pas très répandue à cause du manque de données sur le contrôle du procédé et les propriétés mécaniques des joints soudés.

Le CNRC (Montréal) qui fait partie du Conseil National de Recherches du Canada (CNRC) - Aérospatiale étudie le SFM depuis 2002. Le CNRC et l'École Polytechnique de Montréal ont entamé une collaboration dans le but d'étudier les joints SFM bout à bout. Le CNRC fournit l'équipement nécessaire et l'expertise pour réaliser les soudures et la caractérisation métallographique tandis que l'École Polytechnique fournit l'expertise en matière de modélisation numérique du procédé et de caractérisation mécanique. Cette collaboration a permis de réaliser un premier projet sur la modélisation numérique du procédé et l'effet des paramètres de soudage sur la résistance en fatigue des joints SFM dans le cadre des études doctorales de Gemme (2011). Cette étude a permis d'identifier les paramètres de soudage de l'AA7075-T6 de 2,3 mm d'épaisseur qui donnent une bonne performance en fatigue et bonne productivité, deux facteurs importants au niveau industriel. Le projet de cette thèse a été lancé à la suite du premier dans le but d'étudier l'effet de parachèvements sur la résistance en fatigue et la réduction des déformations des tôles en AA7075-T6 de 2,3 mm.

1.2 Problématique

Les joints par SFM possèdent des caractéristiques distinctives par rapport aux joints soudés par des procédés conventionnels. Les bourrelets du joint et les sillons laissés par l'outil sont des

formes de concentration de contraintes qui facilitent l'amorçage de fissures de fatigue, constituant donc une faiblesse mécanique.

Pour certains alliages, le cycle thermique du soudage cause une chute de dureté dans la zone affectée thermiquement (ZAT) à cause de la dissolution des précipités. La microdureté montre un profil en "W" où la dureté minimale est dans la ZAT. Les propriétés mécaniques de la ZAT sont inférieures à celles du métal de base, ce qui constitue une faiblesse métallurgique.

Plusieurs méthodes ont été suggérées pour l'amélioration de la résistance en fatigue comme le tensionnage (Richards, Prangnell et al. 2008; Altenkirch, Steuwer et al. 2008b), le grenaillage de précontrainte (Cheng, Fisher et al. 2003), le martelage par chocs laser (Hatamleh 2008) et l'usinage (Uematsu, Tokaji et al. 2009). Chacune de ces méthodes implique l'ajout d'une opération manufacturière et l'utilisation d'un autre type d'équipement que la machine de soudage.

Le brossage est un procédé qui permet de réduire la sévérité de la faiblesse mécanique en atténuant les bourrelets et sillons du joint. Il est possible de l'appliquer sur la machine de soudage et en utilisant le même montage. Ce procédé a été expérimenté par Gemme (2011) qui n'a toutefois pas exploré l'effet des paramètres de brossage tel que le nombre de passes, la vitesse de rotation et la pénétration de la brosse sur les caractéristiques du joint.

Un traitement thermique de mise en solution et précipitation permettrait de restaurer les propriétés mécaniques de la ZAT des joints SFM en AA7075-T6, ce qui éliminerait la faiblesse métallurgique.

Les contraintes résiduelles autour du joint causent une déformation permanente dans les plaques. Plusieurs recherches ont été publiées sur la réduction de la déformation des plaques soudées par galetage ou brunissage. Ces traitements affectent la distribution des contraintes résiduelles autour du joint, mais aucune publication ne fait mention de l'effet du galetage sur la résistance en fatigue des joints galetés.

1.3 Objectifs généraux et spécifiques

La présente recherche a pour but d'étudier le comportement en fatigue de joints SFM bout à bout de 2,3 mm d'épaisseur en AA7075-T6 à l'état brut de soudage et après parachèvement par usinage, brossage, galetage et traitement thermique de mise en solution et revenu.

Les objectifs spécifiques de ce projet sont les suivants:

- Mise en œuvre de procédés de parachèvement par brossage, galetage, usinage, et par brossage suivi de traitement thermique afin de réduire la sévérité des défauts géométriques en surface (sillons et bourrelets de soudage) et de remonter la dureté dans la ZAT pour ainsi améliorer la résistance en fatigue de joints SFM. Le galetage doit aussi pouvoir réduire la déformation des tôles soudées.
- Étude des contraintes résiduelles en surface par diffraction des rayons X sur une plaque soudée et des échantillons de fatigue avant et après parachèvement par brossage.
- Étude de la microstructure par des coupes métallographiques et des mesures de microdureté dans le but de mettre en évidence l'effet du soudage et du traitement thermique sur la microstructure.
- Caractérisation du fini de surface des joints SFM bruts de soudage et des joints brossés.
- Caractérisation des défauts de planéité des joints SFM bruts de soudage et des joints galetés afin de mesurer la réduction de la déformation après galetage.
- Caractérisation mécanique en traction et en fatigue du métal de base et des joints SFM avant et après parachèvements dans le but de déterminer les conditions de parachèvement qui offrent les meilleures propriétés mécaniques en traction et en fatigue entre 10^4 et 10^7 cycles.

1.4 Organisation du document

Le chapitre 2 détaille l'étude bibliographique incluant la description du procédé, les caractéristiques métallurgiques et mécaniques du joint, les techniques de parachèvement et leur utilisation sur les joints SFM.

La description des techniques expérimentales est faite au chapitre 3. Ce dernier inclut la méthode de fabrication et l'optimisation de la force verticale, les techniques de parachèvement et leur mise en œuvre et les différents types de caractérisation. Ainsi, ce chapitre explique comment ont été réalisées les coupes métallographiques et les mesures de microdureté, la caractérisation de la rugosité de surface et les mesures de contraintes résiduelles avant et après broyage, les mesures des défauts de planéité avant et après galetage et le montage des essais de traction et de fatigue.

Le chapitre 4 analyse les mesures des contraintes résiduelles, les métallographies macroscopiques et microscopiques, les cartographies de microdureté et les mesures des déformations avant et après galetage. Il expose aussi les résultats des essais de traction et de fatigue, incluant les analyses fractographiques, effectués sur les joints sur les joints bruts de soudage et parachevés.

La discussion des résultats expérimentaux est présentée au chapitre 5. Elle porte sur l'interprétation des résultats des essais mécaniques de chacune des techniques de parachèvement.

Enfin, le chapitre 6 expose les conclusions du projet en mettant en évidence la contribution scientifique. Le document termine par des recommandations faites à la lumière des résultats obtenus.

2. REVUE BIBLIOGRAPHIQUE

2.1 Procédé de soudage par friction-malaxage

Le soudage par friction-malaxage ou ‘friction stir welding’ est un procédé de soudage à l’état solide développé par The Welding Institute (TWI) en Angleterre, en 1991 (Thomas WM 1991). L’outil utilisé pour le SFM est constitué d’un poinçon avec épaulement et d’un pion. Lors du soudage, l’outil tourne tout en exerçant une pression sur la surface des plaques (figure 2-1). Le frottement de l’outil avec les plaques de même que la déformation plastique importante du matériau fortement malaxé par l’outil génèrent de la chaleur, ce qui cause une augmentation locale de la température des plaques et un ramollissement du métal. La température du métal de base est comprise entre 0,6 et 0,8 de la température de fusion. Le métal ramolli des deux plaques est malaxé par l’outil pour former le joint soudé. Le SFM est donc un processus thermomécanique où l’effet de la température et de la déformation doivent être considérés.

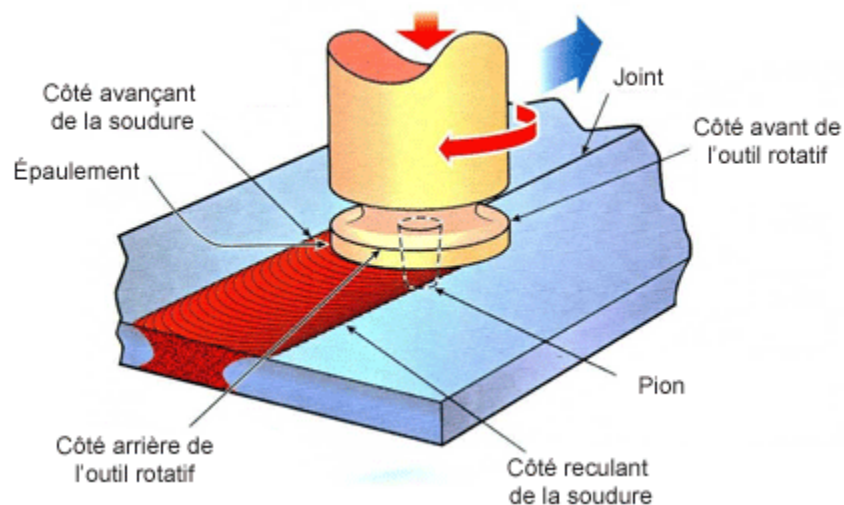


Figure 2-1: Illustration du procédé de SFM (Thomas and Nicholas 1997).

La présente recherche a pour but d’étudier le comportement et l’effet de parachèvement sur l’amélioration de la résistance en fatigue et la réduction des déformations des joints SFM bout à bout. Le travail sera concentré principalement sur ce type de joint. L’étude bibliographique

contient aussi une brève description du soudage par recouvrement. Ce type de joint est aussi utilisé pour assembler le fuselage d'avions.

2.2 Joint soudé bout à bout

Les joints bout à bout réunissent deux plaques en métal adjacentes, dans l'exact prolongement l'une de l'autre. Lors du soudage, les deux plaques sont habituellement supportées par une plaque épaisse pour éviter qu'elles ne se déforment sous la pression de l'outil (figure 2-2) et solidement bridées en place pour éviter tout déplacement. Pour une pièce dont la géométrie est complexe, un gabarit spécial est nécessaire pour assurer le support et le bridage. L'outil est normalement placé au centre du joint, l'épaulement de l'outil exerce une pression sur les deux côtés de l'assemblage. Le pion de l'outil doit atteindre une profondeur assez proche de la face inférieure des plaques afin d'assurer une liaison à travers l'épaisseur.

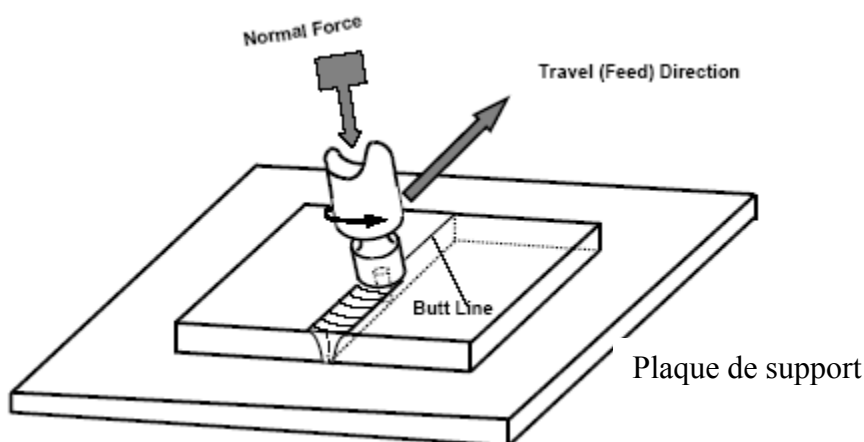


Figure 2-2: Présentation du joint bout à bout (Khaled 2005).

Au début du soudage, il est nécessaire que l'outil soit temporairement immobile par rapport au joint afin que la rotation de l'outil génère assez de chaleur localement, permettant d'atteindre une température adéquate pour assurer la qualité de soudure et éviter de briser l'outil (Khaled 2005). Le cordon de soudure se forme alors que l'outil se déplace transversalement et que la matière est malaxée autour du pion.

2.3 Joint soudé par recouvrement

Il existe deux types de joints par recouvrement : une plaque soudée à un raidisseur (figure 2-3(a)) ou deux plaques qui se chevauchent (figure 2-3(b)). Ces types de joints sont destinés à remplacer l'assemblage par rivetage. Les principes opérationnels sont les mêmes que pour les joints bout à bout. Cependant, un joint par recouvrement ne dispose pas de séparation entre les deux pièces à souder. L'outil doit passer complètement à travers la plaque supérieure et l'interface entre les deux parties de l'assemblage et pénétrer dans la plaque inférieure. Les couches d'oxydes qui se trouvent à l'interface de ce type de joint sont plus difficiles à briser et à disperser dans la matrice que celles qui se trouvent sur les faces verticales d'un joint bout à bout (Fuller 2007).

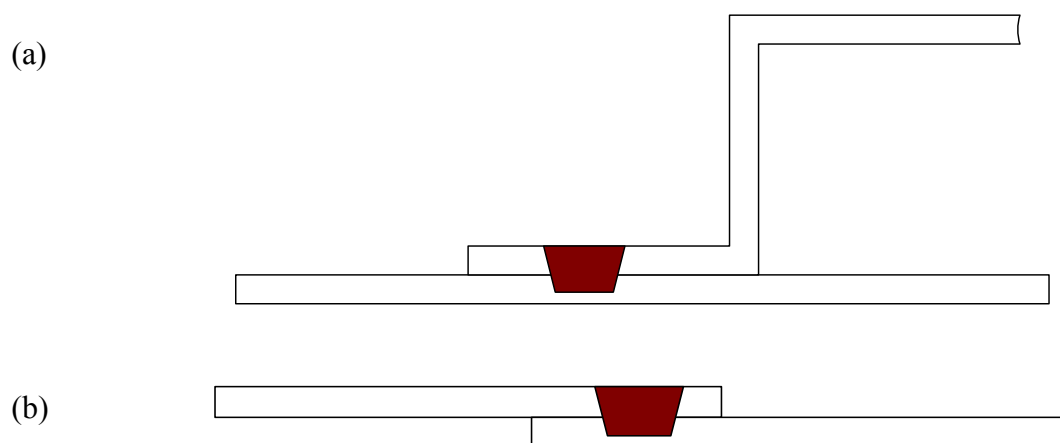


Figure 2-3: Différents types de joints soudés par recouvrement, (a) soudure entre un raidisseur et une tôle, (b) soudure entre deux plaques.

Sur la surface du joint, l'outil entraîne le métal ramolli du côté sortant vers le côté entrant ce qui cause un amincissement du côté sortant du joint (Fersini and Pirondi 2007b). À l'interface entre les deux plaques, l'écoulement du métal déplacé est contrôlé par la géométrie du pion et le sens de rotation de l'outil. Dans les cas où la combinaison de géométrie du pion et du sens de rotation crée un écoulement de métal principalement ascendant, l'interface entre les deux plaques est dévié vers le haut (dans la direction de l'épaulement). Le soulèvement de l'interface de chaque côté du joint réduit l'épaisseur effective de la plaque supérieure et laisse une fissure de chaque

côté du joint (figure 2-4) (Ericsson, Jin et al. 2007; Fersini and Pirondi 2007a). Ce phénomène est communément appelé «hooking » ou hameçon. L'angle du soulèvement peut atteindre 90 degrés (Fersini and Pirondi 2007b). La présence de ces fissures réduit la résistance en fatigue du joint. L'emplacement des fissures entre les deux parties du joint rend leur détection pratiquement impossible autrement que par rayons X ou rayons gamma, augmentant ainsi les frais d'exploitation. Un contrôle accru des paramètres du procédé assurera la bonne qualité du joint et les coûts d'inspection.

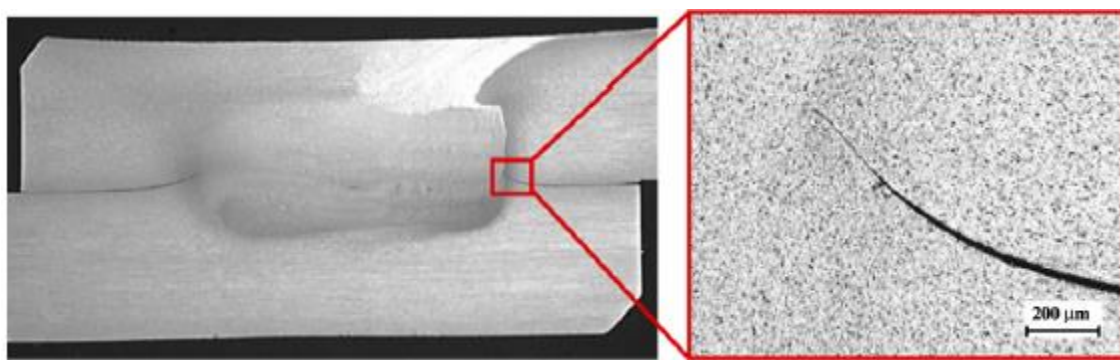


Figure 2-4: Présence de fissures dans un joint par recouvrement (Fersini and Pirondi 2007a).

2.4 Paramètres de soudage et fenêtres opératoires

La qualité d'un joint SFM dépend grandement de l'outil et des paramètres de soudage. La géométrie de l'outil est un facteur déterminant dans la distribution de la chaleur et la quantité de métal entraîné par l'outil. Cependant, la vitesse d'avance, la vitesse de rotation de l'outil, la distance entre le pion et la racine du joint, la force verticale exercée par l'outil et l'inclinaison de l'épaulement par rapport à la surface du joint sont des paramètres du procédé qui influencent la qualité du joint. Ces paramètres varient en fonction du métal à souder, de la configuration du joint et de la géométrie de l'outil utilisé. Ils sont normalement déterminés expérimentalement après le choix de l'outil.

Le choix de l'outil dépend également de la configuration et de la géométrie du joint; un outil convenable pour un joint bout à bout pourra ne pas l'être pour un joint par recouvrement (Thomas, Nicholas et al. 2005). Dans le cas des joints soudés par recouvrement, le pion de l'outil doit être conçu pour contrôler l'écoulement du métal à l'interface entre les deux plaques afin d'éviter d'entraîner l'interface entre les deux plaques dans la direction de l'épaulement et la présence des entailles qui peuvent réduire leur résistance en fatigue (Ericsson 2005).

2.4.1 Paramètres géométriques de l'outil

Le choix de l'outil dépend de l'application. La géométrie de l'outil influence la quantité de chaleur générée, l'écoulement du métal et l'énergie requise pour souder. L'épaulement et le pion de l'outil ont chacun une fonction différente. L'épaulement génère la majeure partie de la chaleur lors de soudure de joints minces et empêche le métal ramolli de s'échapper. L'épaulement et le pion conjointement contrôlent l'écoulement du métal (Nandan, DebRoy et al. 2008). Le pion génère la majorité de la chaleur lors du soudage de joints épais. La forme du pion influence la quantité et l'écoulement du métal déplacé ainsi que le taux du mélange dans les deux directions horizontale et verticale du joint.

La première génération d'outil avait une forme cylindrique simple. La quantité de métal déplacée par ce type d'outil était très limitée et la vitesse de soudage devait être faible. Depuis, plusieurs formes d'outils ont émergé. L'évolution de l'outil a porté simultanément sur l'épaulement et le pion. Les figures 2-5 et 2-6 présentent une variété d'outils disponibles sur le marché.

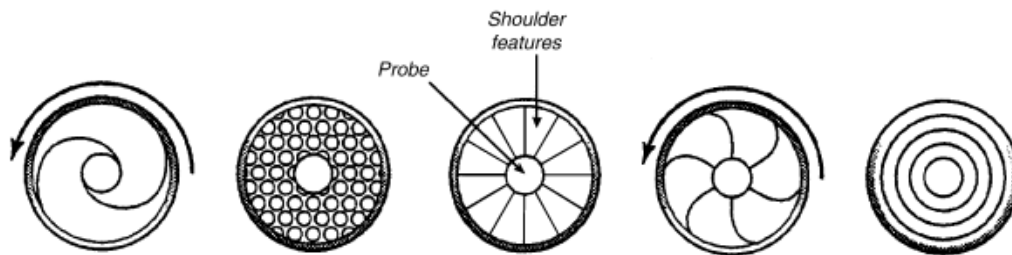


Figure 2-5: Différentes formes d'épaulement disponibles (Thomas, Nicholas et al. 2001).







Tool	Cylindrical	Whorl™	MX triflute™	Flared triflute™	A-skew™	Re-stir™
Schematics						
Tool pin shape	Cylindrical with threads	Tapered with threads	Threaded, tapered with three flutes	Tri-flute with flute ends flared out	Inclined cylindrical with threads	Tapered with threads
Ratio of pin volume to cylindrical pin volume	1	0.4	0.3	0.3	1	0.4
Swept volume to pin volume ratio	1.1	1.8	2.6	2.6	Depends on pin angle	1.8
Rotary reversal	No	No	No	No	No	Yes
Application	Butt welding; fails in lap welding	Butt welding with lower welding torque	Butt welding with further lower welding torque	Lap welding with lower thinning of upper plate	Lap welding with lower thinning of upper plate	When minimum asymmetry in weld property is desired

Figure 2-6: Différents types d'outils, leurs caractéristiques et leurs applications (Nandan, DebRoy et al. 2008).

2.4.1.1. Géométrie de l'épaulement

Le frottement entre l'épaulement et la pièce génère une grande partie de la chaleur et contrôle le cycle thermique et le fini de surface du joint, ce qui influence directement et indirectement les propriétés du joint soudé. Il est largement rapporté dans la littérature que la rupture (en traction monotone) des joints SFM d'aluminium à durcissement structural prend place dans la ZAT. L'intégrité du joint est influencée par la microstructure et la dureté de la ZAT qui est gouvernée par le cycle thermique durant le soudage. L'adoucissement de la ZAT est principalement causé par la chaleur générée par le frottement entre l'épaulement de l'outil et la pièce (Woo, Choo et al. 2007) où la température maximale varie entre 360 °C et 370 °C (Liu and Ma 2008). Lors du soudage, la température maximale se trouve au centre du joint et diminue graduellement en s'éloignant du centre pour atteindre la température ambiante. Il existe toujours une zone où la température se situe entre 360 °C et 370 °C. La présence d'une zone à dureté réduite est

pratiquement inévitable et ne dépend pas du diamètre de l'épaulement. L'effet du diamètre se limite à la distance entre le centre du joint et la zone à dureté réduite.

Les dommages sur la surface du joint sont influencés par l'écoulement généré par l'outil et la force exercée par l'épaulement. L'épaulement concave est la forme la plus utilisée. Lors de la pénétration du pion, la cavité de l'épaulement agit comme un réservoir pour contenir le métal déplacé. Le déplacement subséquent de l'outil apporte du nouveau métal dans la cavité de l'épaulement, poussant le métal existant dans le joint. L'efficacité de l'épaulement peut être déterminée par la quantité de bavures, le fini de surface et l'uniformité du joint (Burford 2006).

D'autres détails comme des cavités (poches), des rainures ou des spirales sont ajoutées à l'épaulement pour augmenter la quantité du métal déplacé par ce dernier (Leal, Leitão et al. 2008) et (Scialpi, De Filippis et al. 2007). Les spirales dirigent le métal déplacé de l'extrémité de l'outil vers le centre, ce qui minimise la nécessité d'incliner l'outil par rapport à la surface du joint.

2.4.1.2. Géométrie du pion

Le pourcentage de la chaleur générée par le pion augmente avec l'augmentation de l'épaisseur du joint. Cependant, le rôle principal du pion est d'assurer le mélange en profondeur du métal provenant des régions adjacentes au joint dans les deux pièces à souder.

La distance entre le bout du pion et l'endos du joint est un paramètre très important. La longueur du pion doit être déterminée en fonction des paramètres de soudage. Il faut éviter tout contact entre le pion et la plaque de support, mais un dégagement trop large risque de causer un manque de liaison à la racine du joint.

Durant le soudage, le profil de l'outil est le paramètre principal qui influence le taux de mélange, la recombinaison du métal plastifié et le taux du métal déplacé. Une étude faite par Elangovan et Balasubramanian (2007) montre que volume du métal plastifié déplacé de l'avant à l'arrière de l'outil est égal à 1, 1,09, 1,01, 1,56, et 2,3 fois le volume d'un pion cylindrique, conique, cylindrique fileté, rectangulaire et triangulaire respectivement.

Zhao, Lin et al. (2005) ont étudié l'effet de la géométrie du pion sur la résistance en traction d'un alliage d'aluminium 2014 de 8 mm d'épaisseur en utilisant les outils présentés à la figure 2-7 et décrits par le tableau 2-1. Les essais de traction montrent que le pion conique fileté correspond à la meilleure performance (344 MPa, 75 % de la résistance du métal de base). L'étude micrographique montre que les joints soudés par le pion conique fileté présentent le gradient de déformation entre le joint et la zone affectée thermo-mécaniquement (ZATM) le moins élevé comparativement aux soudures réalisées par les autres outils. Les outils non filetés exercent peu d'influence sur l'écoulement du métal à l'extérieur de la région directement balayée par le pion, ce qui augmente le gradient de déformation entre le joint et la ZATM. Ainsi, l'utilisation d'outils filetés est bénéfique pour réduire le gradient de vitesse, réduisant ainsi l'hétérogénéité de la microstructure localisée entre le joint et la ZATM (Zhao, Lin et al. 2005).

Dans les études effectuées par Elangovan et Balasubramanian (2007) et Zhao, Lin et al. (2005), le diamètre du pion est équivalent à l'épaisseur des plaques soudées tandis que le diamètre de l'épaule est de trois fois l'épaisseur. Après une revue de la littérature, Zhang, Cao et al. (2012) ont établi une relation entre l'épaisseur du joint, le diamètre de l'épaule et le diamètre du pion. Le résultat est une équation linéaire où le diamètre de l'épaule égal 2,2 fois l'épaisseur + 7,3 mm et le diamètre du pion égal 0,8 fois l'épaisseur + 2,2 mm (Zhang, Cao et al. 2012).

La durabilité de l'outil dépend de son matériau. Il est important d'utiliser des matériaux qui possèdent des propriétés mécaniques élevées à haute température. Le zinc est le principal élément d'addition dans les alliages de la série 7000. Ainsi, pour souder les alliages de cette série, il est préférable que le matériau du pion soit non sensible à la fragilisation par le zinc (Khaled 2005).

Différentes configurations de pions filetés ont été étudiées par Hattingh, Blignault et al. (2008). L'étude a consisté à varier la géométrie du pion et à mesurer la température de l'outil et la force latérale exercée par la machine pour maintenir une vitesse d'avance déterminée. Les essais ont été effectués sur différents types d'outils filetés en modifiant le nombre de goujures, la profondeur des goujures, la conicité, le diamètre, et le nombre de filets. Les essais de traction de

joints soudés en AA5083 – H321 (de 6 mm d'épaisseur) montrent que la résistance en traction varie entre 337 MPa (97 % de la résistance du métal de base) et 10 MPa.

Tableau 2-1: Descriptions des outils présentés à la figure 2-7 (Zhao, Lin et al. 2005).

No	Description du pion	Grand diamètre du pion	Petit diamètre du pion	Pas du filetage
1	Conique fileté	8 mm	6 mm	1 mm
2	Cylindrique	8 mm	8 mm	-
3	Cylindrique fileté	8 mm	8 mm	1 mm
4	Conique	8 mm	6 mm	-



Figure 2-7: Configurations d'outils utilisés pour déterminer l'effet de la géométrie du pion sur la résistance en traction des joints SFM (Zhao, Lin et al. 2005).

Le pion de l'outil contrôle l'écoulement de la partie inférieure du joint. Toutes les recherches menées sur l'influence de la géométrie du pion convergent vers l'importance d'augmenter la quantité du métal remué par le pion, de réduire les gradients de déformation entre le noyau et la ZATM et de disperser le plus de particules d'oxyde possible. Cependant, un pion fileté semble être l'option qui répond le mieux à tous les besoins. Les pions triangulaires ou carrés permettent de déplacer une grande quantité de métal de l'avant vers l'arrière de l'outil, mais ils augmentent

les gradients de déformation entre le noyau et la ZATM. De plus, durant le déplacement latéral de l'outil, la charge appliquée sur un pion cylindrique demeure constante, tandis que celle appliquée sur un pion triangulaire ou rectangulaire est cyclique. Ainsi, il est possible qu'un pion cylindrique démontre plus de durabilité qu'un pion triangulaire ou rectangulaire.

2.4.2 Paramètres opératoires du procédé

Les paramètres du procédé SFM affectent la quantité de la chaleur générée et le taux de déformation dans le joint (Elangovan, Balasubramanian et al. 2008a). La microstructure et la dureté d'un joint SFM dépendent du cycle thermique et de la quantité de déformation durant le soudage. Les propriétés mécaniques (résistance en traction et en fatigue) sont grandement affectées par la microstructure, la dureté et le fini de surface du joint. Pour obtenir un joint soudé de bonne qualité, la vitesse de rotation et la vitesse d'avance sont déterminées en fonction de l'outil à utiliser et des caractéristiques du métal de base (Kulekci, Sik et al. 2008). La modélisation numérique est parfois utilisée pour optimiser les paramètres de soudage. Les modèles considèrent à la fois l'énergie générée par le frottement de l'outil et l'écoulement plastique du métal (Buffa, Hua et al. 2006; Uyyuru and Kailas 2006).

2.4.2.1. Vitesses de rotation et d'avance

La vitesse d'avance et la vitesse de rotation de l'outil sont des paramètres très importants qui influencent la qualité des joints SFM (Mishra and Ma 2005). L'augmentation de la vitesse de rotation augmente la quantité de chaleur générée. La réduction de la vitesse de rotation réduit la quantité de chaleur générée et la quantité du métal remué (Elangovan, Balasubramanian et al. 2008a). L'outil en rotation remue et mélange le matériau tandis que la translation de l'outil déplace le métal remué de l'avant à l'arrière de l'outil. La quantité du métal remué augmente avec l'augmentation de la chaleur. L'augmentation de la quantité du métal remué augmente la dispersion des particules d'oxydes diminuant ainsi la présence de défauts à la racine de la soudure (Sato, Takauchi et al. 2005).

Une vitesse d'avance trop élevée mène à la formation de cavités communément appelées tunnels ou «wormholes» à la racine du joint (figure 2-8). Le rapport d'avance défini par le ratio entre la vitesse d'avance et la vitesse de rotation est le paramètre principal qui contrôle la présence et la taille des cavités. Plus le rapport est élevé, plus la formation des cavités est favorisée (Liu, Fujii et al. 2003).

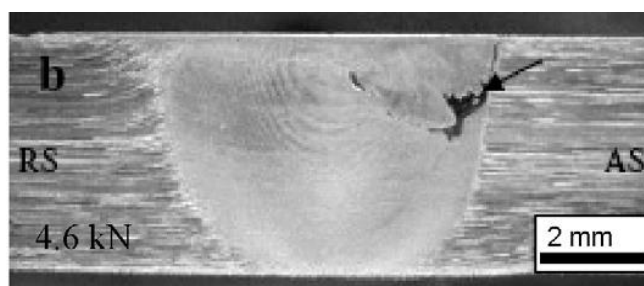


Figure 2-8: Micrographie qui montre la présence d'une cavité dans un joint en AA7020-T6 de 4,4 mm d'épaisseur à 1400 rpm et une vitesse d'avance de 80 mm/min (pion conique dont le diamètre varie entre 6 et 4 mm) (Kumar and Kailas 2008).

Pour une vitesse d'avance donnée, la résistance en traction et la ductilité augmentent avec l'augmentation de la vitesse de rotation. La résistance en traction atteint une valeur maximale et diminue ensuite lorsque la vitesse de rotation devient très élevée (figure 2-9). Une vitesse de rotation excessive cause l'augmentation de la température du joint et la formation de défauts internes (cavités) (Elangovan et Balasubramanian 2007).

Le rapport d'avance affecte aussi les propriétés mécaniques de joints SFM exempts de cavités. À vitesse de rotation constante, la limite d'élasticité augmente rapidement avec l'augmentation de la vitesse d'avance pour atteindre une valeur maximale et ensuite diminuer avec l'augmentation supplémentaire de la vitesse d'avance. Cavaliere, Squillace et al. (2008) rapportent que la limite d'élasticité d'un joint SFM en AA6082 atteint un maximum de 185 MPa lorsque la vitesse de rotation est de 1600 rpm et la vitesse d'avance est de 115 mm/min (figure 2-10). Ils attribuent ce comportement au phénomène de durcissement qui se produit à certaines vitesses d'avance. Les essais de fatigue présentés par la même étude montrent que les niveaux de contrainte correspondant à $N = 2 \times 10^6$ cycles suivent la même tendance que les essais de traction (figure 2-

37). Ainsi, la vitesse d'avance de 115 mm/min est la plus appropriée à employer avec la vitesse de rotation de 1600 rpm et la géométrie de l'outil utilisé.

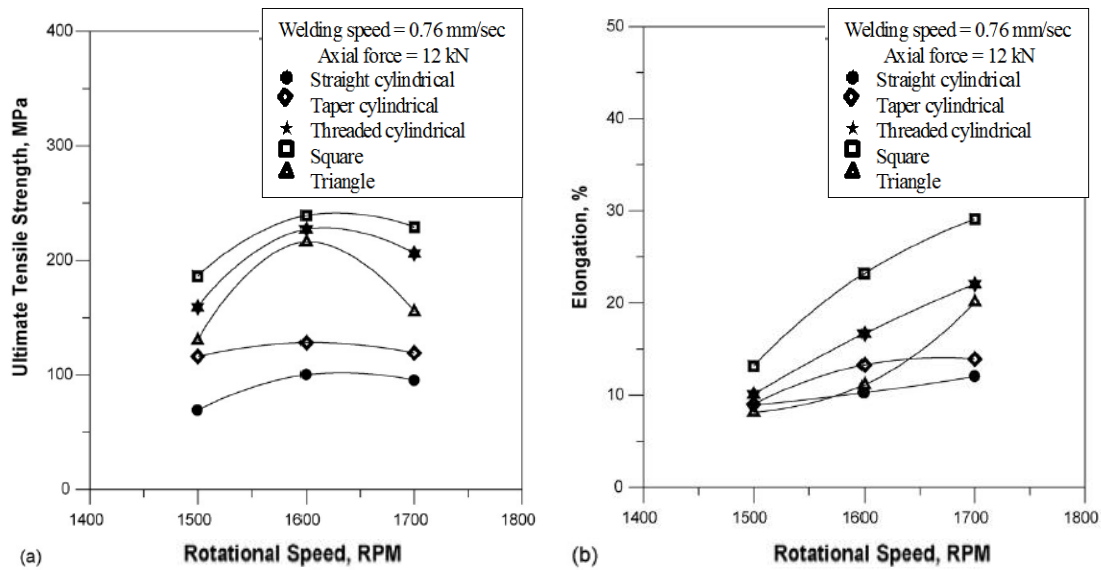


Figure 2-9: Résistance en traction (a) et allongement à la rupture (b) d'un joint SFM en AA2219 de 6 mm d'épaisseur en fonction de la vitesse de rotation (vitesse d'avance constante de 0,76 mm/s) (Elangovan et Balasubramanian 2007).

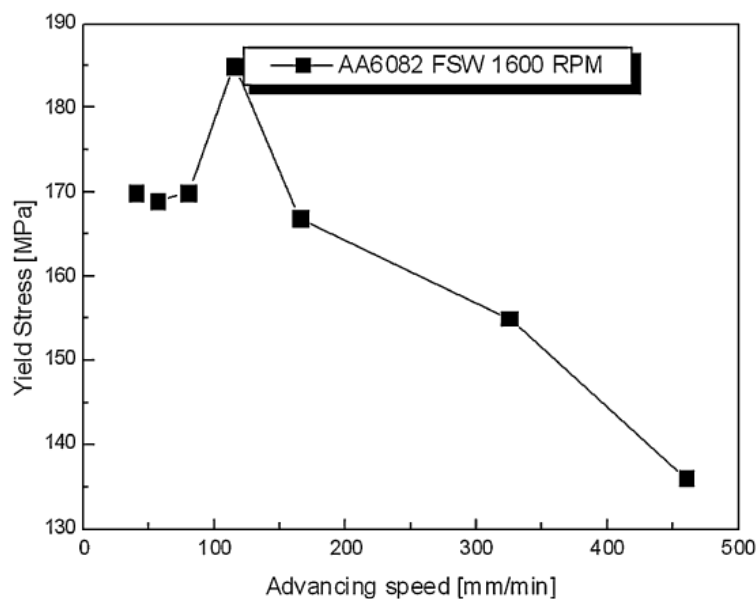


Figure 2-10: Variation de la limite d'élasticité d'un joint en AA6082-T6 de 4 mm d'épaisseur SFM en fonction de la vitesse d'avance (Cavaliere, Squillace et al. 2008).

Le contrôle des paramètres de soudage (vitesse de rotation de l'outil et vitesse d'avance, force verticale et angle d'inclinaison) permet de contrôler la température et le taux de mélange dans le joint et d'établir une zone opératoire dans laquelle la qualité des soudures est acceptable (figure 2-11). La force verticale et l'inclinaison de l'outil changent la forme de la fenêtre opératoire.

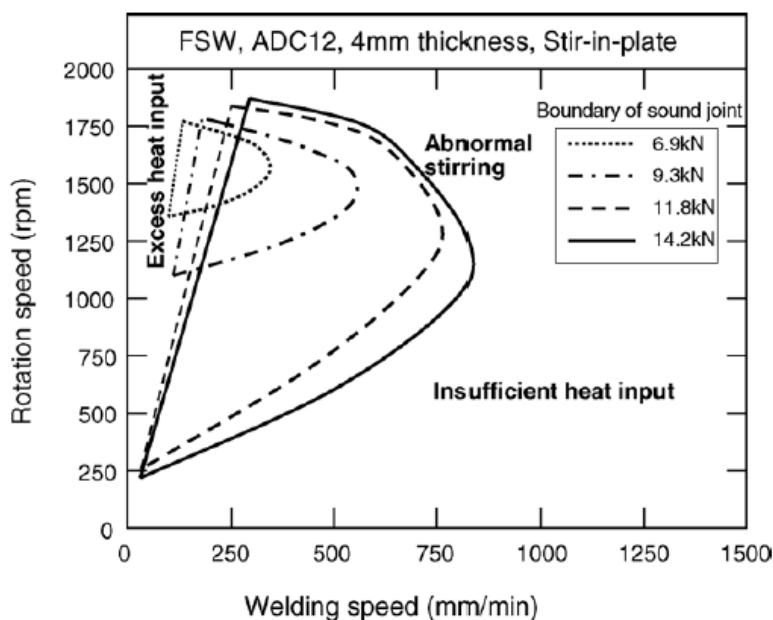


Figure 2-11: Fenêtre opératoire pour assurer la bonne qualité d'un joint SFM en ADC12 (alliage d'aluminium coulé équivalent au A383 (Hangai, Ozeki et al. 2009)) de 4 mm d'épaisseur (Kim, Fujii et al. 2006).

2.4.2.2. Force verticale exercée par l'outil

Lors du soudage par friction-malaxage, la rotation de l'outil force le déplacement du métal plastifié vers la surface du joint. Le métal ainsi poussé sous l'épaulement de l'outil exerce une pression qui cherche à éloigner l'outil du joint. Il est par conséquent nécessaire d'appliquer une force verticale sur l'outil pour maintenir le contact entre l'outil et les pièces à souder. Cette force est aussi nécessaire pour assurer la force de forgeage qui permet de consolider le joint (Lammlein, DeLapp et al. 2009).

L'effet de la force verticale sur la qualité du SFM en AA7020-T6 de 4,4 mm d'épaisseur a été évalué par Kumar et Kailas (2008) en contrôlant la pénétration de l'outil et en mesurant la force

de réaction verticale correspondante. Des coupes transversales du joint montrent que la taille des cavitations baisse avec l'augmentation de l'enfoncement de l'outil dans le joint et, par conséquent, la force verticale appliquée augmente. Lorsque la force verticale a atteint 7,4 kN, les défauts sont complètement disparus (figure 2-12).

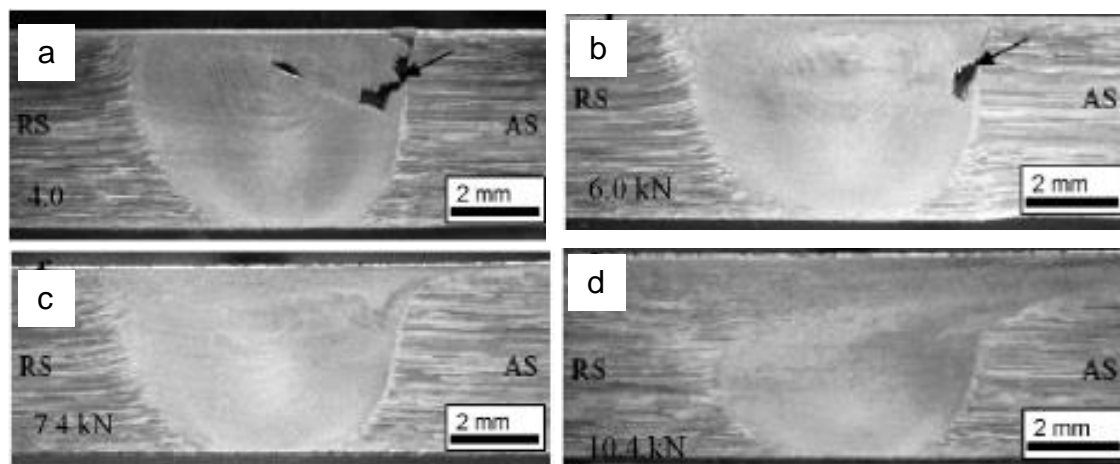


Figure 2-12: État du joint SFM en AA7020-T6 de 4,4 mm d'épaisseur et la force mesurée (a) 4 kN, (b) 6 kN, (c) 7,4 kN et (d) 10,4 kN (Kumar et Kailas 2008).

Le frottement entre l'outil en rotation et la pièce génère de la chaleur. La quantité de chaleur dépend de la force appliquée, du coefficient de frottement à l'interface outil-pièce, de la géométrie de l'outil, de la vitesse de rotation et de la vitesse d'avance. Ainsi, le contrôle de cette force est nécessaire pour réunir toutes les conditions essentielles au soudage afin d'obtenir un joint sans défaut. Cette force doit être considérée conjointement aux paramètres du procédé pour assurer une bonne liaison entre les deux parties du joint (James, Bradley et al. 2005).

2.4.2.3. Angle d'inclinaison de l'outil

La rotation de l'outil pousse le métal vers la surface du joint. Une inclinaison de l'outil entre 2 et 4 degrés est nécessaire pour maintenir une quantité de métal suffisante dans la cavité de l'épaulement et pour permettre à l'arrière de l'outil de maintenir la compression nécessaire pour assurer la consolidation du joint (figure 2-13). L'effet de la variation de l'angle d'inclinaison de

l'outil a été étudié par Chen, Yan et al. (2006). L'étude montre que si l'inclinaison de l'outil est inférieure à 1° , une rainure apparaît sur la surface du côté entrant du joint (figure 2-14, a). Lorsque l'inclinaison est de $1,5^\circ$, la rainure disparaît et le joint prendra une belle apparence. Cependant, une coupe transversale du joint montre une cavité sous la surface du côté entrant du joint (figure 2-14, b). À une inclinaison de $3,5^\circ$, le joint est exempt de défauts (figure 2-14, c). À un angle de $4,5^\circ$, des bavures sont visibles à la surface du joint et des cavitations sont apparues du côté sortant du joint (figure 2-14, d).

Une inclinaison d'environ $2,5^\circ$ aide à diminuer la présence de couche d'oxyde résiduelle et la série de lignes d'oxyde courbées espacées dans le noyau (Chen, Yan et al. 2006). Ces types de défauts sont normalement associés à une faible dispersion des particules d'oxyde qui se trouvent originalement sur les surfaces des plaques et à une faible quantité du métal remué et ils réduisent les propriétés des joints SFM.

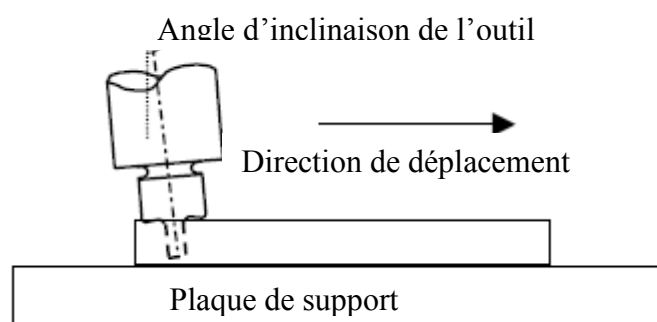


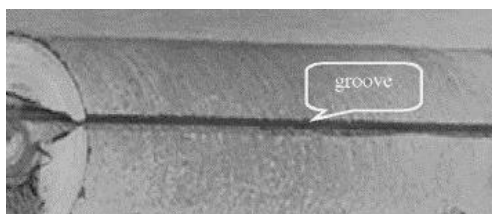
Figure 2-13: Angle d'inclinaison de l'outil (Khaled 2005).

L'analyse des études relatives aux effets des paramètres de soudage sur la qualité du joint démontre l'influence de la quantité de chaleur appliquée sur la formation de défauts et les propriétés mécaniques des joints SFM. Cependant, pour déterminer les paramètres de soudage, il faut prendre en considération l'ensemble des paramètres de soudage simultanément. À titre d'exemple, lors de l'étude du rapport d'avance, il faut tenir compte de la géométrie de l'outil et de la force verticale qui sont tous les deux des facteurs qui influencent grandement l'énergie de soudage. L'étude faite par Elangovan et Balasubramanian (2007) démontre que l'effet du rapport d'avance sur la résistance à la traction, ainsi que sur l'allongement à la rupture des joints SFM,

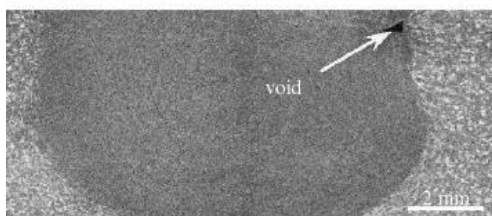
n'est pas le même pour les cinq géométries d'outils utilisés (figure 2-9). L'effet du rapport d'avance est plus significatif lors de l'utilisation des pions qui déplacent le plus de métal de l'avant vers l'arrière de l'outil, en l'occurrence les pions triangulaire, conique, fileté et rectangulaire.

La figure 2-11 indique que l'augmentation de la force verticale augmente l'étendue de la zone opératoire. Encore là, il faut tenir compte de la géométrie de l'outil. Une augmentation excessive de la force verticale peut être accompagnée d'une hausse de la température et de la hauteur des sillons de l'outil à la surface du joint, ce qui peut réduire la résistance en fatigue des joints SFM.

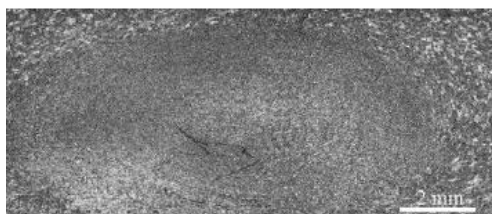
(a) 1° d'inclinaison



(b) 1,5° d'inclinaison



(c) 3,5° d'inclinaison



(d) 4,5° d'inclinaison



Figure 2-14: Effet de l'inclinaison de l'outil par rapport à la surface du joint. AA5456 de 4 mm d'épaisseur (Chen, Yan et al. 2006). (a) La surface du joint soudé à une inclinaison de l'outil de 1°, (b), (c) et (d) sont des coupes transversales des joints soudés lorsque l'inclinaison de l'outil est de 1,5°, 3,5° et 4,5° respectivement.

2.4.3 Défauts

Les défauts des joints soudés par SFM réduisent les propriétés mécaniques du joint. Ils peuvent être divisés en deux catégories : les défauts de surface qui sont visibles à l'œil nu (sillons et bavures excessifs) et les défauts à l'intérieur du joint dont la détection nécessite des efforts supplémentaires (figure 2-15) (cavités, couche d'oxyde résiduelle et manque de pénétration).

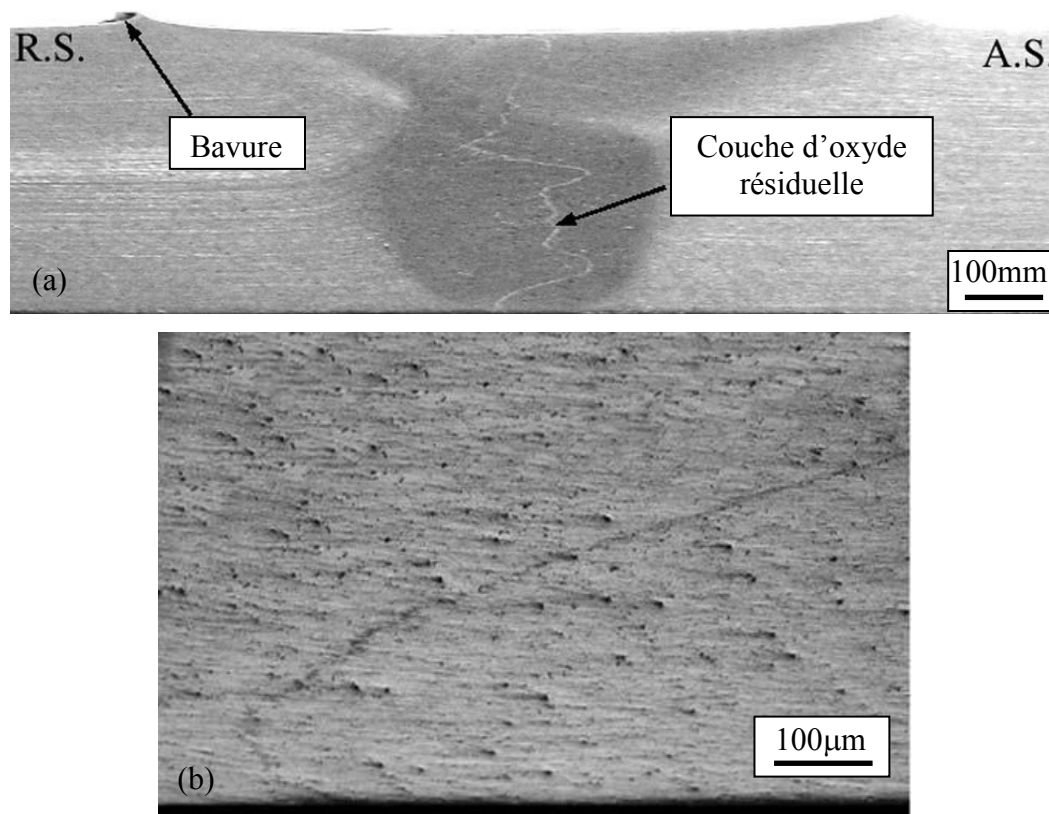


Figure 2-15: Coupe transversale dans un joint SFM en AA5083 de 8 mm d'épaisseur qui montre les bavures en surface et une ligne d'oxyde dans le joint. En (b) un agrandissement de la zone au fond du joint (Zhou, Yang et al. 2006b).

L'espacement et la hauteur des sillons dépend du rapport vitesse d'avance / vitesse de rotation de l'outil et de la force verticale appliquée par l'outil. Une force élevée augmente la quantité de matériau ramolli et expulsé. Les grosses bavures sur la surface du joint sont signe d'une chaleur élevée. Comme la majeure partie de la chaleur en surface est causée par le frottement entre

l'épaulement de l'outil et la pièce, le contrôle de la force verticale exercée par l'outil et la vitesse de rotation aident à réduire la sévérité de ce type de défauts.

Les types de défaut sous la surface les plus souvent rencontrés dans les joints SFM sont les cavités, la liaison incomplète de type «couche d'oxyde résiduelle » et le manque de pénétration. La présence de cavités est facilement détectable par les méthodes d'inspection non destructives comme le rayon X ou par rayon gamma. Ce type de défaut est lié aux paramètres de soudage (Elangovan and Balasubramanian 2007). L'optimisation des vitesses de rotation et d'avance permet de placer l'ensemble des paramètres dans la zone opératoire et d'éviter ce type de défauts (figure 2-11).

Les défauts de type «couche d'oxyde résiduelle » sont difficilement détectables (James, Bradley et al. 2005). Ce défaut est constitué d'une couche discontinue d'oxyde qui était originalement sur la surface du métal. Lorsque la ligne d'oxyde devient continue, il est appelé zigzag (figure 2-16). Ce type de défauts peut être évité par un meilleur choix de l'outil et des paramètres de soudage.

Le manque de pénétration se présente sous forme d'une fissure au fond du joint comme (figure 2-17). Ce type de défaut peut être corrigé en ajustant la profondeur du pion par rapport à l'endos des plaques du métal.

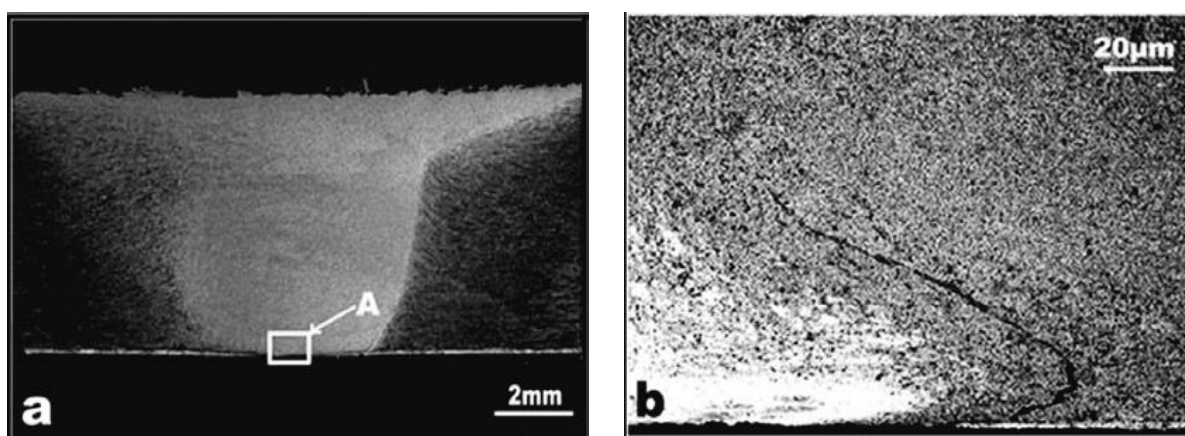


Figure 2-16: Micrographie d'un joint SFM en AA7075-T6 de 4,85 mm d'épaisseur qui présente une défautuosité en zigzag. En (b) un agrandissement de la zone au fond du joint où la défautuosité a eu lieu (Di, Yang et al. 2007).

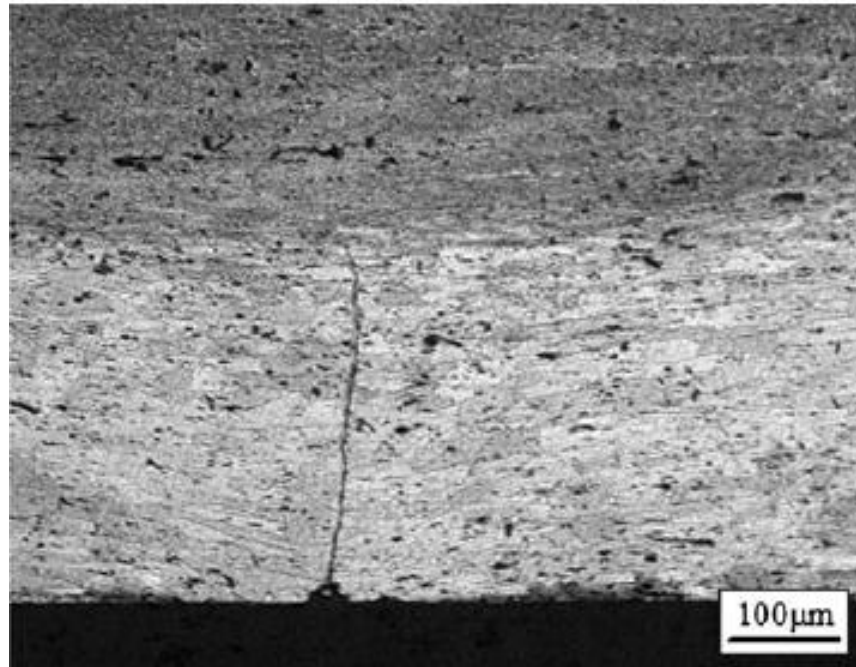


Figure 2-17: Micrographie d'un joint SFM en AA5083-A321 de 8 mm d'épaisseur (Zhou, Yang et al. 2006b).

2.5 Caractéristiques du joint soudé

Les joints soudés par un procédé de soudage conventionnel se caractérisent par la présence de trois zones différentes, soit la zone de fusion, la zone thermiquement affectée (ZAT) et le métal de base. La microstructure d'un joint SFM est constituée de quatre différentes zones soit le noyau, la zone affectée thermo-mécaniquement (ZATM), la zone affectée thermiquement et le métal de base (MB), tel que montré à la figure 2-18. Chacune de ces zones possède des caractéristiques spécifiques qui seront exposées brièvement ci-dessous et explicitées dans les sous-sections suivantes.

Le noyau de soudure est la partie qui a subi la déformation la plus sévère. Sous l'effet combiné de l'écoulement du métal et du cycle thermique, cette zone a subi une recristallisation complète. La taille moyenne de grains dans cette zone est plus petite que dans le reste du joint. Dans cette zone, la température est assez élevée pour causer une mise en solution des précipités.

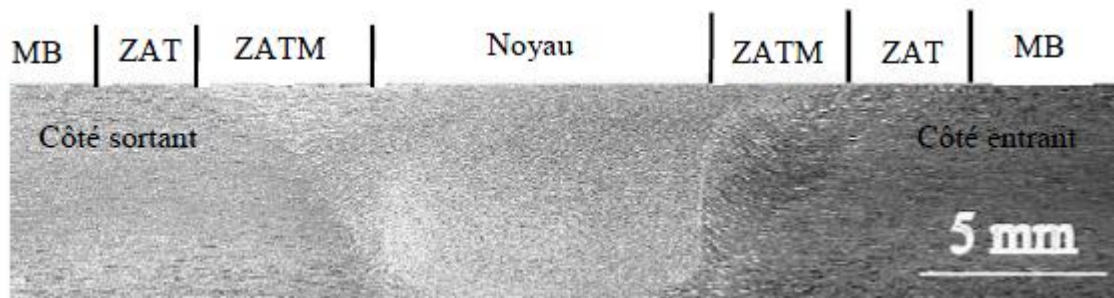


Figure 2-18: Microstructure d'un joint SFM en AA7050-T651 de 6,35 mm d'épaisseur (Su, Nelson et al. 2003).

La ZATM est la zone adjacente au noyau. Dans cette zone, le métal subit une déformation plastique importante. La combinaison déformation-température n'est cependant pas assez élevée pour déclencher les mécanismes de recristallisation dynamique. Cependant, la partie proche du noyau subit une recristallisation partielle.

La ZAT est la zone comprise entre le ZATM et le métal de base. La structure des grains reste pratiquement la même que celle du métal de base, mais il y a une augmentation de la taille des précipités métastables (Chen, Feng et al. 2009).

2.5.1 Mécanismes de soudage et écoulement du matériau

Durant le SFM, le pion de l'outil est plongé dans le joint et l'épaulement est en contact avec la surface du métal de base. Le frottement de l'outil (pion et épaulement) et l'écoulement du métal plastifié qui l'entoure génèrent et distribuent la chaleur dans le joint. Le soudage par SFM est le résultat de l'écoulement du métal ramolli autour de l'outil et du forgeage par l'épaulement (Seidel and Reynolds 2001).

L'écoulement du métal autour de l'outil dépend de la géométrie de l'outil, de la configuration du joint, des paramètres du procédé et des caractéristiques du métal de base (Mishra and Ma 2005). En général, le matériau plastifié du côté entrant du joint entre en mouvement autour du pion pour

remplir le vide laissé en arrière de l'outil tout en passant par le côté sortant du joint (Guerra, Schmidt et al. 2002).

Plusieurs approches ont été utilisées pour analyser l'écoulement du métal dans le SFM. Ces approches peuvent être divisées en deux catégories :

- 1- analyse numérique par éléments finis (Schmidt and Hattel 2005; Zhang, Zhang et al. 2007; Hamilton, Dymek et al. 2008; Arora, Zhang et al. 2009)
- 2- méthodes expérimentales telles que la coloration du métal de base (Hamilton, Dymek et al. 2008) et l'utilisation d'inserts d'un matériau différent qui permet d'étudier l'écoulement par la dispersion des particules de l'insert (Seidel and Reynolds 2001; Guerra, Schmidt et al. 2002) (figure 2-19).

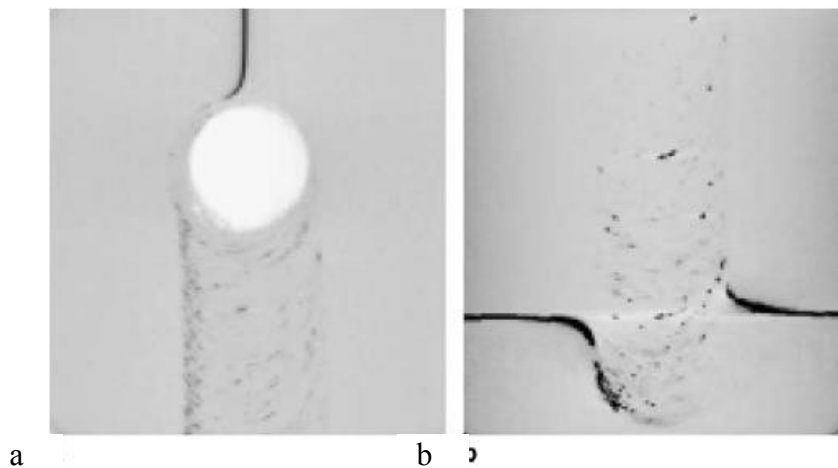


Figure 2-19: Tomographie assistée par ordinateur au centre de l'échantillon avec un alliage de démarcation placé: (a) dans direction longitudinale du joint et (b) dans la direction transversale permettant de mettre en évidence le déplacement de matière relié au SFM (Schmidt, Dickerson et al. 2006).

2.5.2 Profil thermique et dureté

Le cycle thermique d'une opération de SFM affecte les propriétés des alliages à durcissement structural comme les alliages d'aluminium. Plusieurs études ont été concentrées sur la microstructure et le cycle thermique durant le soudage (Su, Nelson et al. 2003; Mishra and Ma

2005; Cabibbo, McQueen et al. 2007; Schmidt and Hattel 2008). Ces études notent toutes que la température atteint une valeur maximale au centre du joint et diminue en s'éloignant du joint (figure 2-20). Le cycle thermique et la déformation plastique génèrent un changement de la taille des grains et de la microstructure (section 2.5.3). Pour les alliages d'aluminium à durcissement structural, le profil de dureté dépend largement de la distribution de précipités et légèrement de la taille des grains (Sato, Kokawa et al. 1999; Sato, Park et al. 2001).

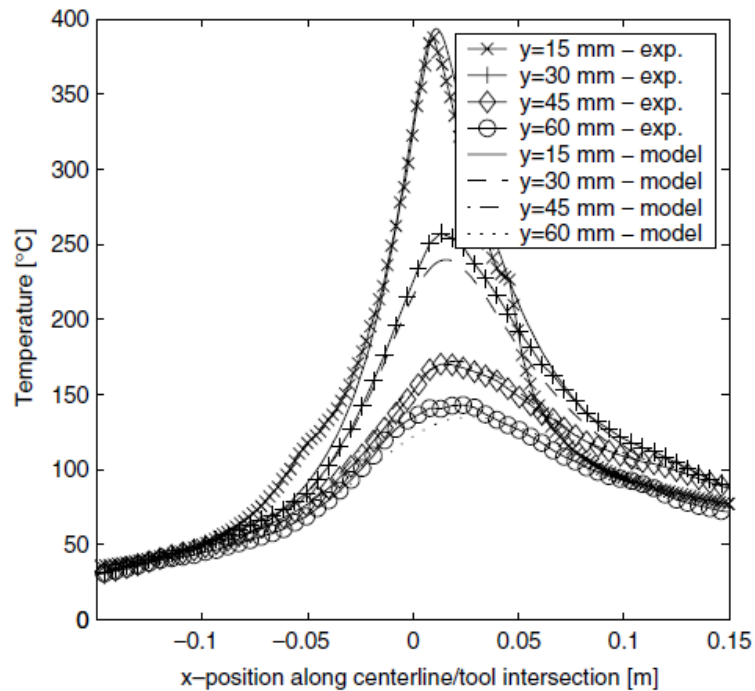


Figure 2-20: Distribution de la température dans un joint en AA7075 soudé par friction-malaxage (Schmidt and Hattel 2008).

Durant le SFM, les régions où la température locale est au-dessus de 400°C subissent une mise en solution complète. La dissolution et le grossissement des précipités mènent à une réduction de la dureté. Une partie du joint subit une re-précipitation en cours de refroidissement, ce qui augmente la dureté localement. La dureté minimale se trouve dans la partie où la température est assez élevée pour causer une dissolution, tout en étant trop basse pour causer une re-précipitation (figure 2-21). Liu et Ma (2008) ont conclu que la dureté la plus basse dans un joint SFM en AA6061 – T651 se trouve dans la zone du joint où la température maximale est située entre 360 °C et 370 °C.

De façon générale, le durcissement structural des alliages d'aluminium implique un changement complexe en fonction du temps et de la température dont les étapes principales sont : la mise en solution à haute température (entre le solvus et le solidus), le refroidissement rapide dans le but d'obtenir une solution sursaturée, et le vieillissement au-dessous du solvus afin d'avoir un retour partiel vers les conditions d'équilibre (Dorlot 1995). Par ailleurs, le vieillissement doit être effectué à une température inférieure à celle de la miscibilité des zones métastables communément appelée Guinier-Preston (GP) (Brooks 1991).

L'étude faite par Fuller, Mahoney et al. (2010) démontre que la baisse de la dureté dans la ZAT d'un joint SFM en AA7075-T651 est causée par la présence de précipités grossiers η et une faible présence de zones GP. La dureté de la ZAT augmente légèrement avec la transformation d'une fraction de zones GP(II) en précipités η' après vieillissement naturel d'une durée de 5 à 195 heures. L'augmentation de la dureté continue avec le temps et ne s'arrête pas même après 73300 h avec la transformation de zones GP(II) en précipités η' . Le tableau 2-2 montre la dureté de la ZAT et du noyau avec le temps de vieillissement.

Tableau 2-2: Dureté du AA7075-T651 avec le temps de vieillissement naturel (Fuller, Mahoney et al. 2010).

	Approximate natural aging time (h)		
	5-10	195	73,300
Heat-affected zone (HAZ)	GP(II) + η	GP(II) + $\uparrow\eta'$ + η	\uparrow GP(II) + $\uparrow\eta'$ + η
Precipitates present	90	105	>135
Hardness minimum	255	305	365
(kg mm ⁻²)	365	420	505
Yield strength (MPa) ^a			
Tensile strength (MPa) ^a			
FSW nugget	η'	\uparrow GP(I) + η'	\uparrow GP(II) + $\uparrow\eta'$
Precipitates present	95	125	>155
Hardness minimum	-	315	365
(kg mm ⁻²)	-	480	535
Yield strength (MPa)			
Tensile strength (MPa)			

^a HAZ tensile properties taken from transverse tensile data

La ZATM est exposée à une température variant entre 400 °C et 450 °C. La transformation des précipités métastables est similaire à celle du noyau, mais à un niveau moindre.

Les gradients de température et de déformation sont plus importants du côté entrant que du côté sortant de la soudure. Cabibbo, McQueen et al. (2007) rapportent la présence de précipités, résultat du survieillissement du côté entrant. Du côté sortant, des particules grossières et des particules sphériques plus fines sont mélangées à des particules lamellaires très fines ; cette asymétrie se reflète dans la mesure de dureté. Ainsi, la dureté est légèrement plus élevée du côté sortant que du côté entrant tel que présentée à la figure 2-21.

La dureté minimale n'est pas toujours du côté entrant du joint tel que décrit par Cabibbo et al. (2007). Les mesures de dureté sur des joints SFM en AA7075-T6 de 2 mm d'épaisseur par Zadpoor, Sinke et al. (2008) révèlent que la dureté la plus basse se trouve du côté sortant du joint. Cependant, la majorité des études faites sur les alliages d'aluminium à durcissement structural montre que le profil de la dureté est en forme de "W" où la dureté est la même des deux côtés du joint.

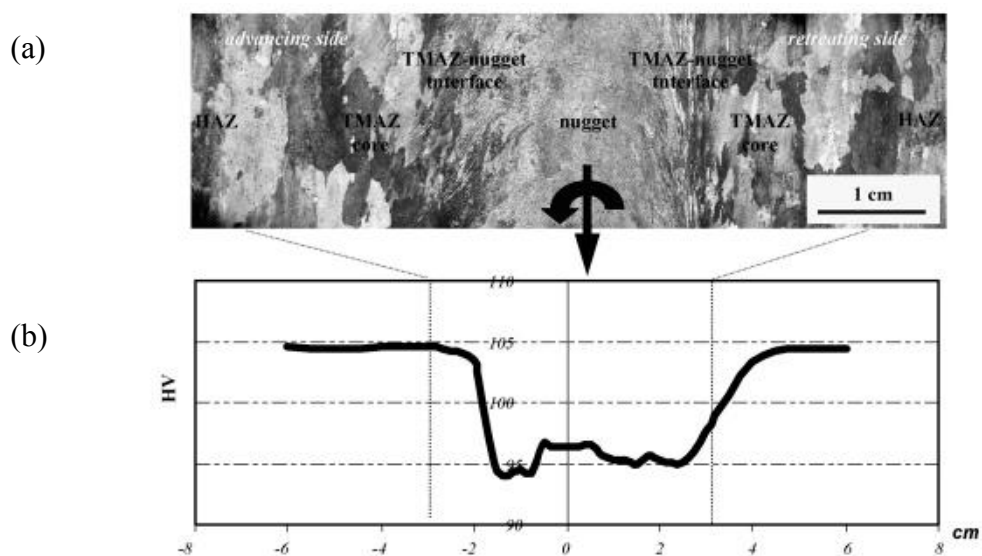


Figure 2-21: (a) Microstructure et (b) profil de dureté au milieu d'un joint en AA6065 soudé par SFM (Cabibbo, McQueen et al. 2007).

D'une façon générale, pour les alliages d'aluminium à durcissement structural, la dureté de chaque zone du joint est gouvernée par le cycle thermique. Le noyau et la ZAT sont les deux zones du joint où l'effet du cycle thermique sur la dureté se remarque le plus. Dans le noyau, la température est assez élevée pour causer une mise en solution des précipités. L'alliage 7075 se distingue par une température de vieillissement relativement basse. Ainsi, il est normal que la dureté du noyau augmente avec le temps d'exposition à la température ambiante, tel que démontré par l'étude de Fuller, Mahoney et al. (2010) et présenté au tableau 2-2. Cependant, il est peu probable que les alliages des séries 2000 et 6000 présentent les mêmes comportements que ceux de la série 7000.

La ZAT est la zone qui subit la baisse de dureté la plus significative. Dans cette zone, la température est assez élevée pour causer le survieillissement; par contre, elle n'est pas suffisamment élevée pour causer une mise en solution complète. L'augmentation de l'énergie de soudage accroît le volume de la ZAT.

Dans la ZATM, la température est située entre celle de mise en solution et celle de survieillissement. Alors, il est normal que la dureté dans cette zone soit située entre celles du noyau et de la ZAT.

2.5.3 Mécanismes de recristallisation

Pour décrire le phénomène de recristallisation des joints SFM, plusieurs recherches s'appuient sur les résultats des études à taux de déformation et température constants (Jata, Sankaran et al. 2000; Su, Nelson et al. 2003). Cette approche néglige l'effet des gradients de déformation et de température dans un joint SFM et surtout dans le noyau et la ZATM.

Le SFM produit un joint asymétrique, où les deux côtés du joint sont soumis à des cycles thermiques et niveaux de déformations différentes (Uyyuru and Kailas 2006). La partie située du côté entrant du joint est soumise à un gradient de déformation et de température plus élevée que le côté sortant du joint. Du côté entrant de la soudure, on observe une transition nette entre le noyau où la taille moyenne des grains est de 4,9 μm (G. Bussu 2003) et la ZATM où les grains

sont allongés et dont la taille moyenne est de $13,5\ \mu\text{m}$ (figure 2-22 a). L'allongement des grains se produit sous l'effet des gradients de déformation et de température élevée dans la région proche du pion. Du côté sortant de la soudure la microstructure est plus complexe. La transition entre le noyau et le ZATM n'est pas très nette (figure 2-22 b).

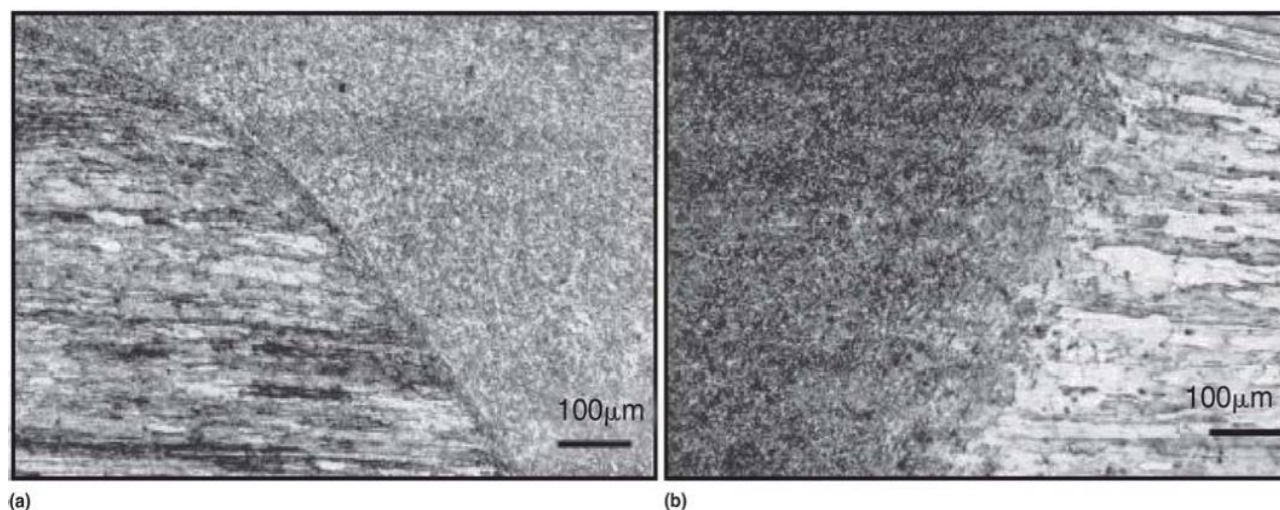


Figure 2-22: Interface entre le noyau et la ZATM : (a) du côté entrant (b) du côté sortant (Uyyuru and Kailas 2006).

Le noyau subit une déformation assez élevée pour générer une recristallisation complète. Cette zone se distingue par des grains fins équiaxes (figure 2-23). L'examen par microscope à diffraction d'électrons montre que les grains sont séparés par des joints à grand angle de désorientation. Une grande variété de structures de dislocations a été observée dans les grains recristallisés. Certains grains présentent une faible densité de dislocations, d'autres une grande densité sous forme de réseau ce qui implique qu'une déformation plastique a eu lieu après la recristallisation dynamique (figure 2-24). Cependant, en général, la majorité des grains dans le noyau contient une grande densité de dislocations avec différents degrés de restauration (Su, Nelson et al. 2003).

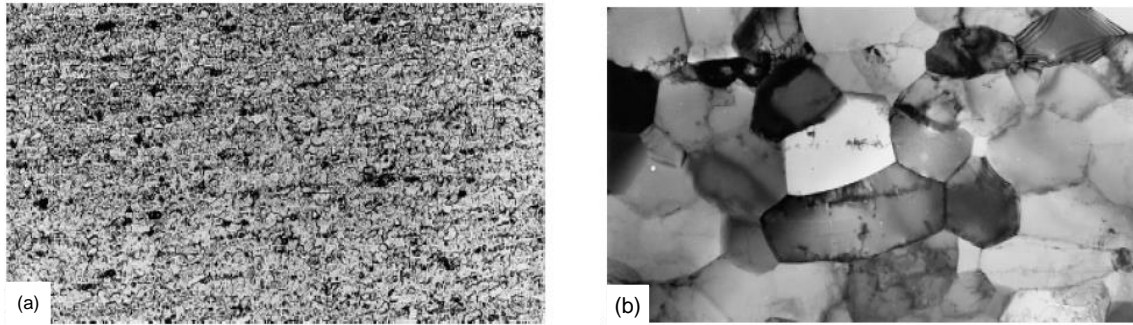


Figure 2-23: Microstructure du noyau (a) et agrandissement de la même zone en (b). Joint SFM en AA1100 de 6 mm d'épaisseur (Murr, Liu et al. 1997).

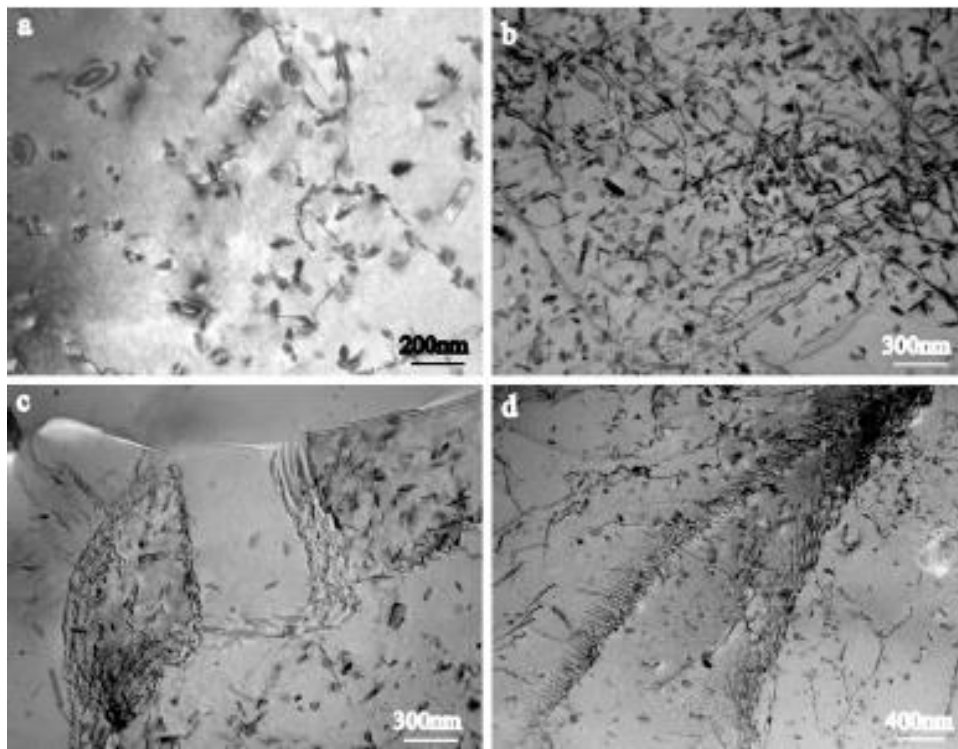


Figure 2-24: Joint SFM en AA7050-T651. Structures des dislocations dans la zone dynamiquement recristallisée. (a) faible densité de dislocations regroupées dans des structures hélicoïdales, (b) densité de dislocations élevée, (c) cellules restaurées à faible densité de dislocations, (d) stade initial de formation de sous-grains (Su, Nelson et al. 2003).

La ZATM est la partie qui a subi une déformation importante sans subir une recristallisation. La région de la ZATM à proximité du noyau se caractérise par des grains restaurés avec une grande

densité de sous-joints. Les sous-grains sont équiaxes et possèdent une faible densité de dislocations. La région de la ZATM à proximité de la ZAT se caractérise par des grains largement déformés et possédant une densité de dislocation élevée. L'accumulation de dislocations en rangée à l'intérieur des grains laisse présumer que la restauration était incomplète. On trouve aussi des dislocations bloquées par des précipités à l'intérieur des grains (figure 2-25) (Su, Nelson et al. 2003).

La ZAT est la zone où les grains n'ont pas été déformés. La microstructure est relativement similaire à celle du métal de base. Les grains dans le métal de base et la ZAT se distinguent par une faible densité de dislocations relativement au reste du joint.

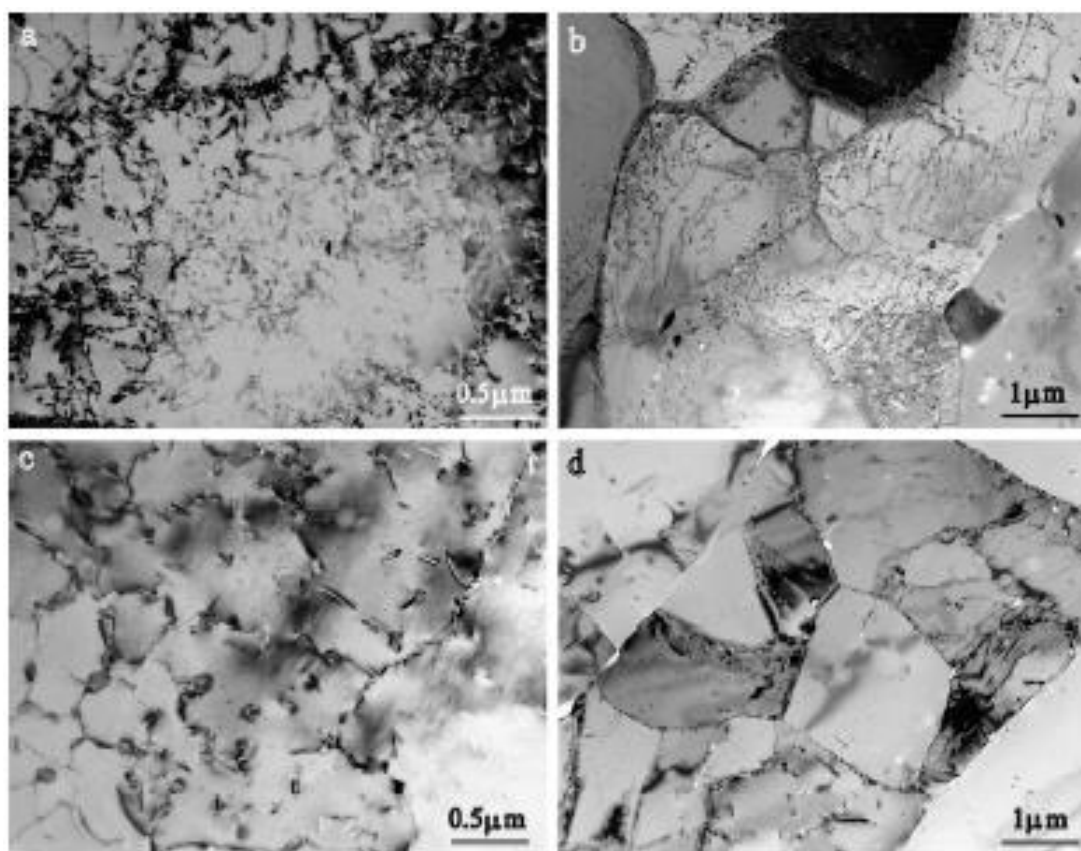


Figure 2-25: Joint SFM en AA7050-T65. Structure des dislocations dans la ZATM proche de la ZAT (a,b,c), dislocations dans la ZATM proche de la zone recristallisée (d). (a) densité de dislocations élevée, (b) structure de cellules de dislocation, (c) dislocations arrêtées par les précipités, (d) zone restaurée (Su, Nelson et al. 2003).

Il est largement rapporté dans la littérature que la taille moyenne des grains dans le noyau est de 4 à 5 μm . Cette dimension représente une fraction de celle du métal de base (typiquement entre 80 et 100 μm). Comme la taille des grains après recristallisation dépend du taux d'écroissance, alors il est clair que la zone du noyau a subi un taux d'écroissance beaucoup plus élevé que le 4 % nécessaire pour activer les mécanismes de recristallisation. Par contre, dans la ZATM, le taux d'écroissance est demeuré au-dessous du seuil critique qui varie entre 2 % et 4 % (Dorlot 1995).

2.5.4 Contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles sont une des caractéristiques des procédés de soudage. Elles sont causées principalement par le cycle thermique de soudage (chauffage local et refroidissement rapide). Cependant, les contraintes résiduelles dans un joint SFM restent de loin inférieures au niveau de contraintes laissées par les opérations de soudage par fusion (Dattoma, De Giorgi et al. 2007).

Le niveau des contraintes résiduelles est influencé par les paramètres du soudage. Peel, Steuwer et al. (2003) constatent qu'elles augmentent avec l'augmentation de la vitesse d'avance. Lombard, Hattingh et al. (2009) démontrent que le changement du rapport d'avance change la forme de la distribution et la valeur maximale des contraintes résiduelles dans les directions longitudinale et transversale (figure 2-26).

Dans la direction longitudinale (parallèle à la direction de soudage), les contraintes résiduelles sont en tension. Elles prennent alors la forme d'un "M" (figure 2-27) dans lequel les contraintes maximales en tension se trouvent aux extrémités de l'épaulement de l'outil de chaque côté du joint (Lima, Wegener et al. 2003; Ali, Brown et al. 2006; Dattoma, Giorgi et al. 2007). La largeur du "M" diminue avec la profondeur dans le joint (Prime, Gnäupel-Herold et al. 2006). Les contraintes résiduelles sont plus basses au milieu du joint. Ceci est associé à la mise en solution des précipités qui cause la baisse des propriétés mécaniques du matériau dans le noyau du joint (Buffa, Fratini et al. 2008).

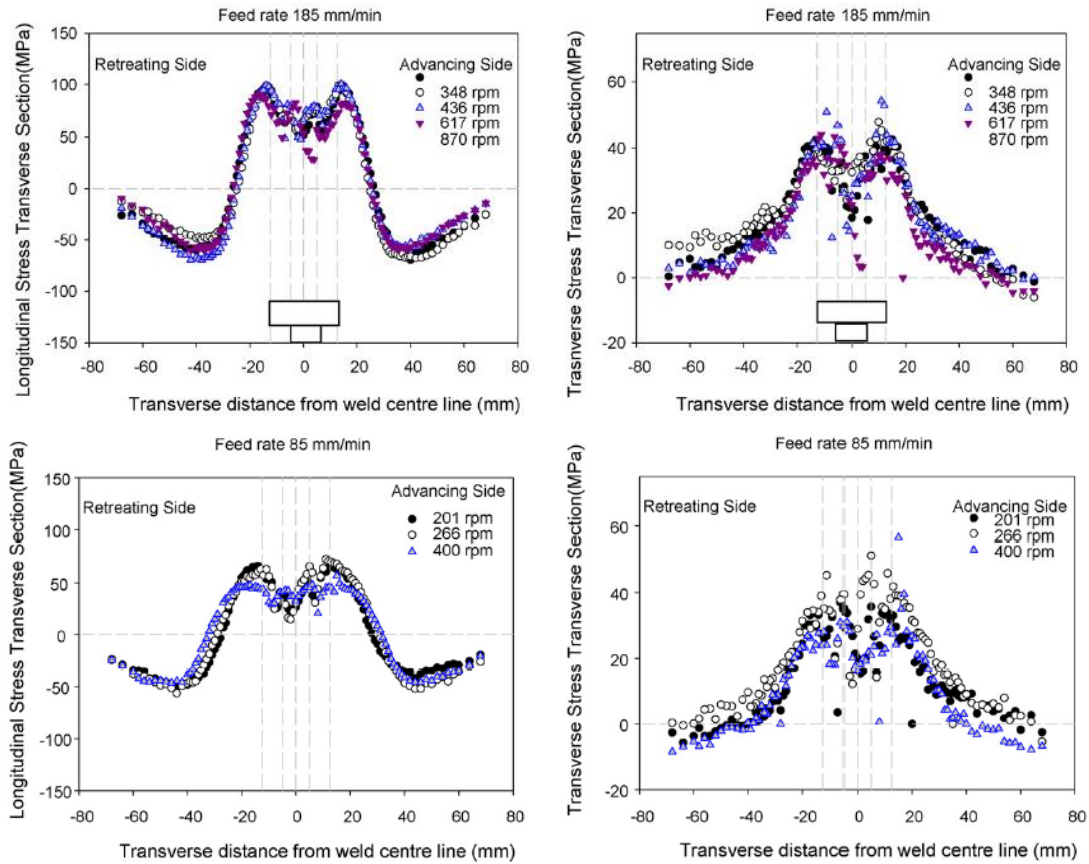


Figure 2-26: Effets des paramètres de soudage sur les contraintes résiduelles; AA5083-H321 de 6 mm d'épaisseur (Lombard, Hattingh et al. 2009).

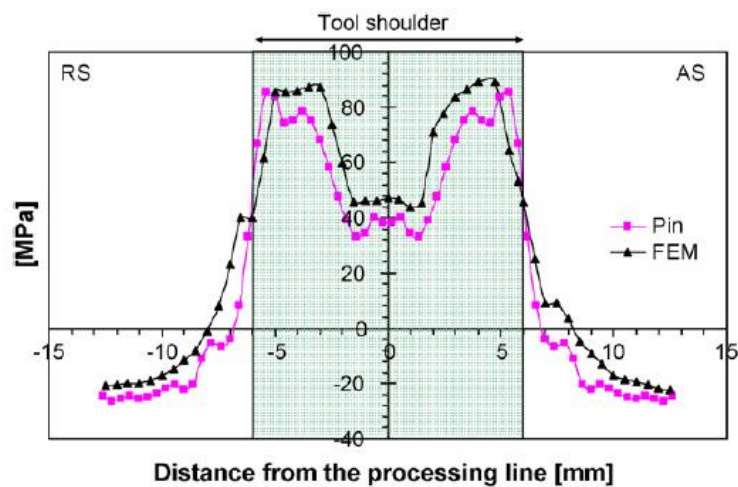


Figure 2-27: Contraintes résiduelles dans la direction longitudinale dans un joint SFM en alliage d'aluminium 7075-T6 de 3 mm d'épaisseur (Buffa, Fratini et al. 2008).

Dans la direction transversale, les contraintes résiduelles sont plus faibles. La figure 2-28 montre qu'elles sont négligeables à la surface du joint. Elle montre aussi qu'à la racine du joint, les contraintes résiduelles sont en compression au milieu et en tension dans la ZAT.

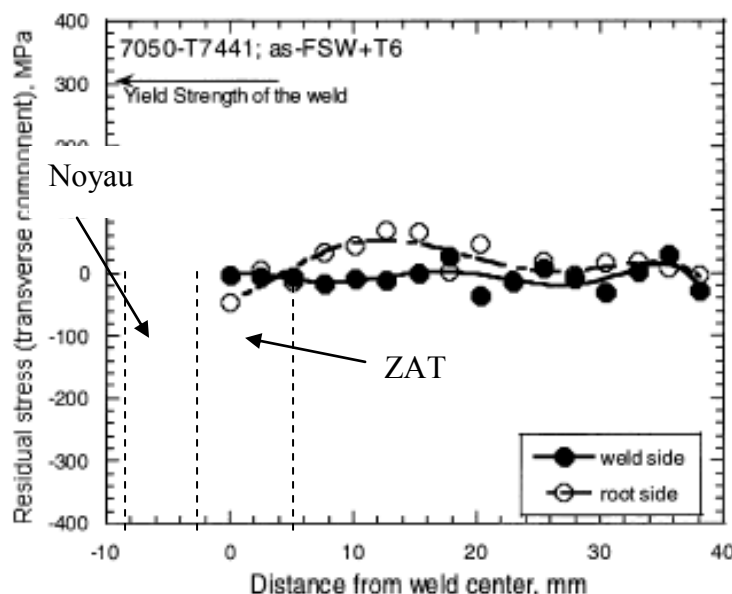


Figure 2-28: Contraintes résiduelles dans la direction transversale d'un joint SFM en AA7050-T7451 (Jata, Sankaran et al. 2000).

Pour réduire les contraintes résiduelles après SFM, Staron, Kocak et al. (2002) rapportent que l'application d'une contrainte en tension d'environ 70 % de la limite d'élasticité préalablement au soudage les a fait passer de tension en compression (figure 2-29). Ce traitement n'a pas influencé les contraintes résiduelles dans la direction transversale. La figure 2-29 montre que ces contraintes sont négligeables avec ou sans application de contraintes en tension. L'application de contraintes en tension n'est pas toujours possible. La difficulté augmente avec l'augmentation de la taille des pièces à souder.

Différentes techniques sont disponibles pour mesurer les contraintes résiduelles. Ces techniques peuvent être divisées en trois catégories : les méthodes utilisant les jauges d'extensométrie (méthodes du carottage et du perçage), la technique ultrasonore et la mesure par diffraction en utilisant des rayons X ou une source de neutrons sans endommager la soudure (Pasta and Reynolds 2008).

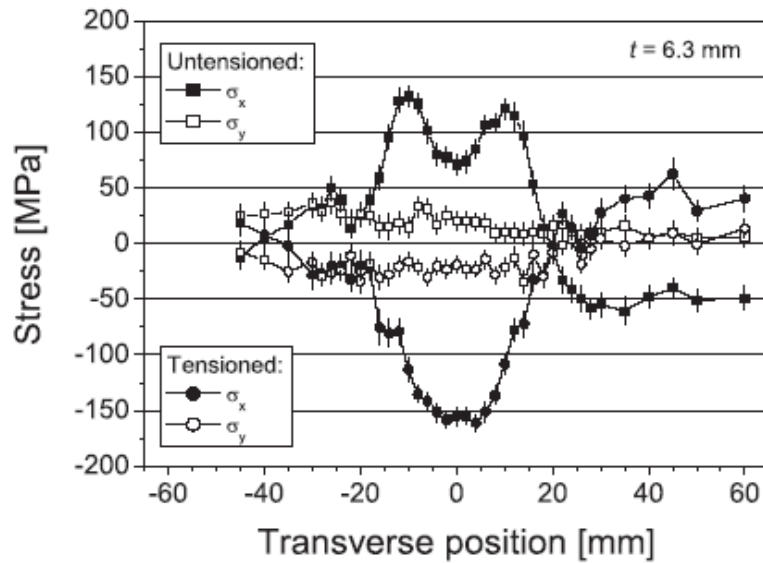


Figure 2-29: Contraintes résiduelles mesurées dans une plaque de 6,3 mm d'épaisseur en AA2024. Une soudure sans précontrainte et une soudure avec précontrainte à 70 % de la limite d'élasticité avant le soudage (Staron, Kocak et al. 2002).

2.5.5 Déformation de l'assemblage

Tel que vu dans la section 2.5.4, le procédé SFM laisse des contraintes résiduelles dans les directions longitudinale et transversale du joint. Le niveau de contraintes résiduelles varie selon l'alliage et les paramètres de soudage. Le niveau maximal approche la limite d'élasticité du métal de base à la température ambiante. La présence des contraintes résiduelles élevées se manifeste par la distorsion des assemblages soudés (Murphy, McCune et al. 2007). La déformation est parallèle ou perpendiculaire au joint (figure 2-30). Normalement, un traitement thermique de détente suit l'opération de soudage pour réduire les contraintes résiduelles.

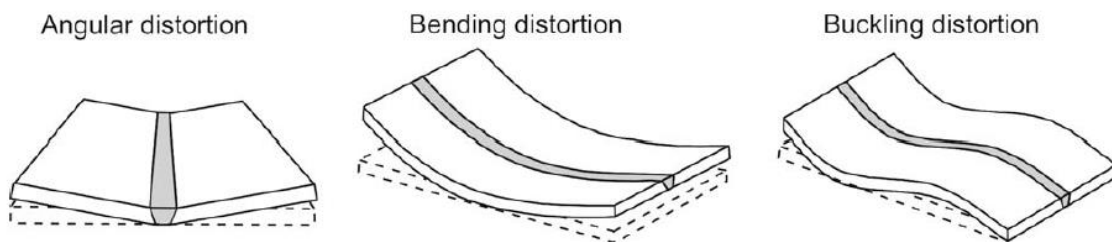


Figure 2-30: Modes de déformation de l'assemblage après SFM (Altenkirch, Steuwer et al. 2008a).

Le niveau des contraintes résiduelles peut être minimisé en ajustant les paramètres de soudage pour réduire les gradients de température dans l'assemblage pendant la soudure (Altenkirch, Steuwer et al. 2010). En pratique, il y a une limite de l'optimisation du procédé pour réduire le niveau des contraintes résiduelles. Certains procédés sont développés pour réduire la distorsion de l'assemblage. Fratini, Pasta et al. (2009) rapportent que le refroidissement du joint par un jet d'air ou d'eau juste après le passage de l'outil réduit la quantité de chaleur dans la zone du joint et modifie les gradients de température, ce qui réduit les contraintes résiduelles et les déformations. Altenkirch, Steuwer et al. (2008b) ont appliqué des tensions correspondant à différents pourcentages de la limite d'élasticité du matériau à la température ambiante durant le soudage pour réduire la déformation (figure 2-31). Cependant, cette technique a ses limites. Il n'est pas possible de l'appliquer d'une façon efficace sur des assemblages de grandes dimensions (Altenkirch, Steuwer et al. 2008b).

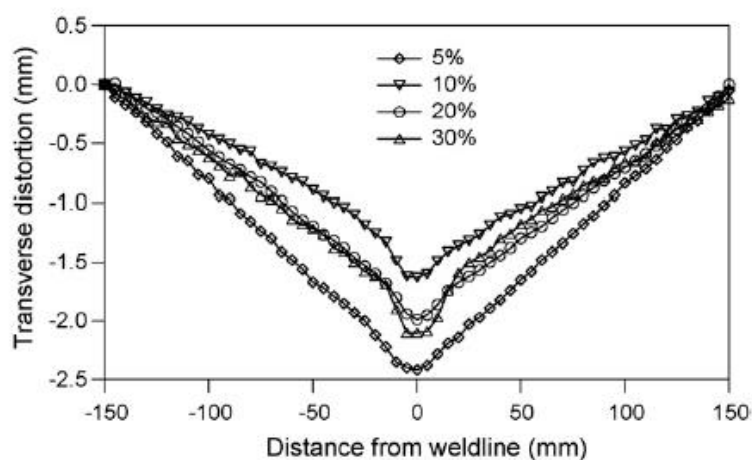


Figure 2-31: Déformation de l'assemblage dans la direction transversale en fonction de la charge appliquée (présentée en pourcentage de la limite d'élasticité). Joint SFM en AA7449 de 12,2 mm d'épaisseur (Altenkirch, Steuwer et al. 2008b).

2.5.6 Fini de surface

Le fini de surface a un effet très important sur la résistance en fatigue des composantes mécaniques. L'effet de fini de surface est plus important sur la fatigue d'endurance que sur la fatigue oligocylique (Dowling 2007).

Durant l'opération de soudage, le métal se déplace du côté entrant au côté sortant de l'outil. Ceci laisse des bavures de chaque côté du joint et des marques sous forme de sillons sur la surface du noyau. La présence de bavures excessives est normalement causée par l'excès de chaleur généré par le frottement de l'épaule de l'outil avec la surface du joint durant le soudage (Kim, Fujii et al. 2006). Les essais de fatigue de joint SFM ont montré que l'initiation de fissures de fatigue est plus sensible à la présence de bavures qu'à la microstructure du joint (Lomolino, Tovo et al. 2005). La vie en fatigue peut être considérablement améliorée par la réduction de la hauteur ou l'élimination des bavures (figure 2-32) (Okada, Suzuki et al. 2010).

Après l'usinage de la surface des échantillons soudés par SFM, Uematsu, Tokaji et al. (2009) ont constaté que la résistance en fatigue du joint SFM en AA6061-T6 est encore inférieure à celle du métal de base (67 % de la capacité du métal de base) tandis que la résistance en fatigue des joints SFM en AA7075-T6 était comparable à celle du métal de base. Les profils de dureté mesurés avant et après les essais de fatigue montrent que la dureté des joints en AA7075 a connu une augmentation plus significative que celle des joints en AA6061. Ceci est dû principalement au phénomène de vieillissement naturel des joints en AA7075.

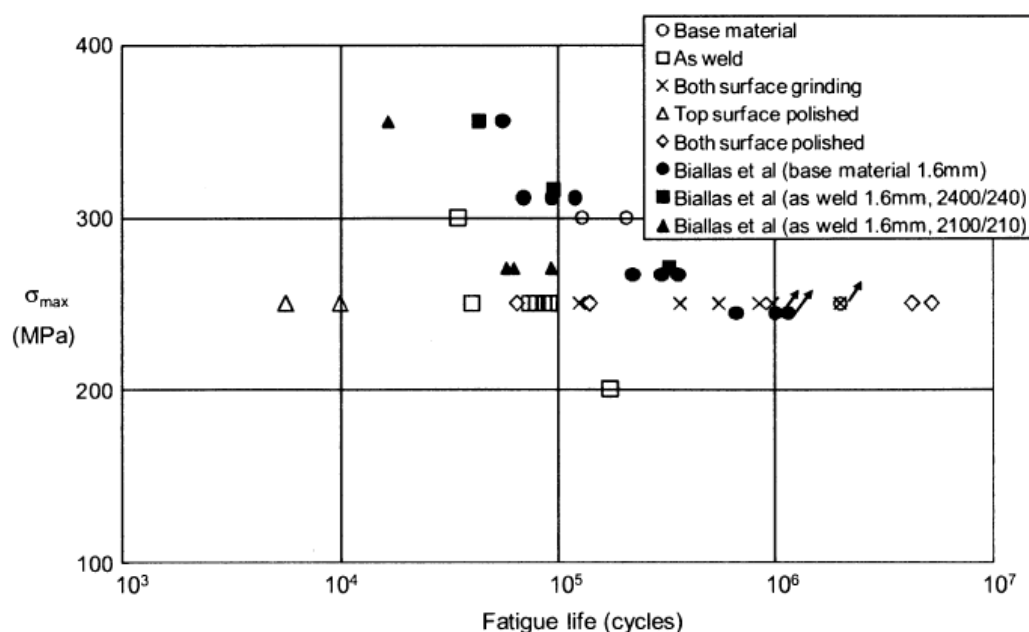


Figure 2-32: Effet du fini de surface sur la vie en fatigue des joints SFM en AA2024-T3 de 2 mm d'épaisseur (Okada, Suzuki et al. 2010).

2.6 Fatigue des joints soudés bout à bout

La caractérisation en fatigue des joints soudés est essentielle pour assurer l'intégrité structurelle d'un assemblage soudé soumis à une charge variable. Le cycle thermique des joints soudés par fusion altère les propriétés mécaniques de l'assemblage. De plus, la résistance en fatigue d'un joint bout à bout soudé par fusion est affectée par la concentration de contraintes locales au pied du cordon et par les désalignements géométriques. Les fissures de fatigue s'amorcent souvent au pied du cordon pour ensuite se propager à travers l'épaisseur de la pièce.

Les joints SFM n'ont pas une concentration de contrainte sévère comme le pied du cordon d'un joint soudé par fusion. Ils se distinguent par la présence de bavures sur la surface de joint, les sillons de l'outil, la réduction de l'épaisseur dans le noyau du joint, la potentielle présence d'inclusions ou de cavités et les défauts de liaison de type couche d'oxyde résiduelle (figure 2-19).

2.6.1 Résistance en fatigue des joints soudés transversaux

Les essais de fatigue montrent que la capacité des joints SFM est inférieure à celle du métal de base, mais elle demeure supérieure à celles des soudures conventionnelles avec fusion (Ericsson and Sandstrom 2003; Di, Yang et al. 2006; Moreira, de Figueiredo et al. 2007; Pouget and Reynolds 2008; Wang, Wang et al. 2008) (figure 2-33 et figure 2-34).

Tel que expliqué à la section 2.4.2, la qualité d'un joint soudé dépend grandement des paramètres du procédé de soudage. L'optimisation de la vitesse de rotation, de la vitesse d'avance et de la pression de l'outil aident à réduire la hauteur des bavures et des sillons et la perte d'épaisseur du joint ainsi qu'à diminuer la densité des cavités sous la surface du joint (Cavaliere, Campanile et al. 2006; Cavaliere, Squillace et al. 2008). Les figures 2-35 et 2-36 montrent que la résistance en fatigue augmente avec le rapport vitesse d'avance / vitesse de rotation. La figure 2-37 illustre que la meilleure performance correspond à une vitesse d'avance de 120 mm/min lorsque la vitesse de rotation est de 1600 rpm. Le rapport vitesse d'avance / vitesse de rotation affecte la résistance en

fatigue de joints SFM dans le domaine de la fatigue d'endurance, mais a peu d'influence sur la résistance en fatigue dans le domaine de fatigue oligocyclique (Ericsson and Sandstrom 2003).

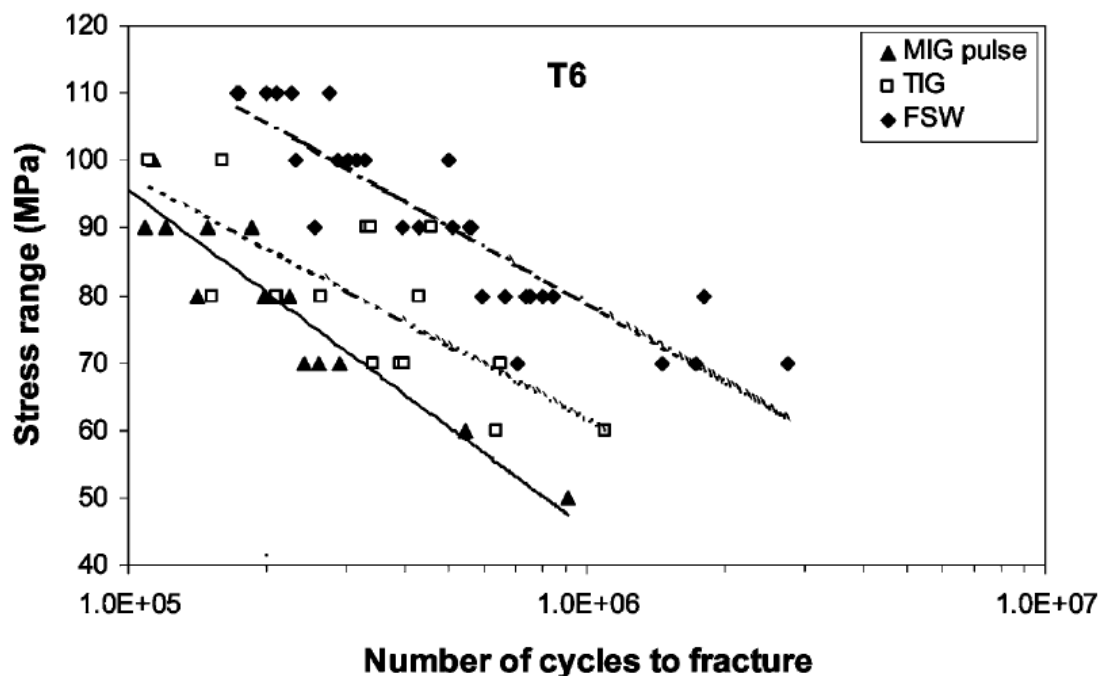


Figure 2-33: Résultats des essais de fatigue des joints soudés en AA6082-T6 de 4 mm d'épaisseur par MIG, TIG et SFM à 2200 rpm et vitesse d'avance de 700 mm/min et 2500 rpm et vitesse d'avance 1400 mm/min (Ericsson and Sandstrom 2003).

D'après les essais effectués par Gemme (2011) sur les joints SFM en AA7075-T6, on peut constater que la résistance en fatigue dépend principalement du rapport vitesse d'avance / vitesse de rotation. Les résultats des essais de fatigue correspondants à trois vitesses de rotation de l'outil (600, 900 et 1200 rpm) et une vitesse d'avance constante de 10 mm/s montrent que l'augmentation de la vitesse de rotation de 600 rpm à 1200 rpm a augmenté la résistance en fatigue à 10^6 cycles d'environ 20 MPa (figure 2-38). La figure 2-39 montre que la résistance en fatigue augmente avec la réduction de la vitesse d'avance de 10 mm/s à 2 mm/s lorsque la vitesse de rotation est de 600 rpm.

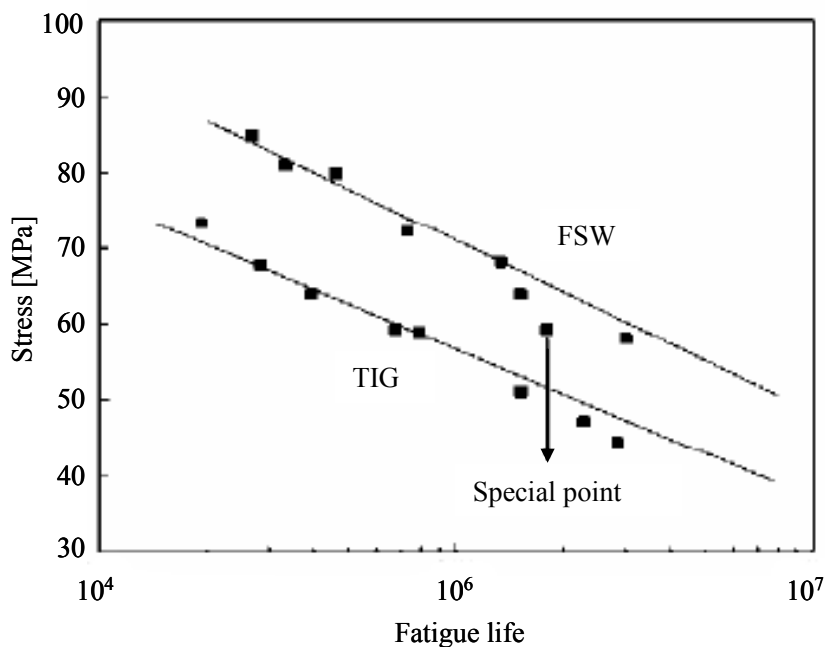


Figure 2-34: Courbes S-N de joints SFM en AA5052 de 10 mm d'épaisseur comparativement à celle du joint soudés au TIG. Le point spécial représente l'essai d'un échantillon qui avait un défaut (Wang, Wang et al. 2008).

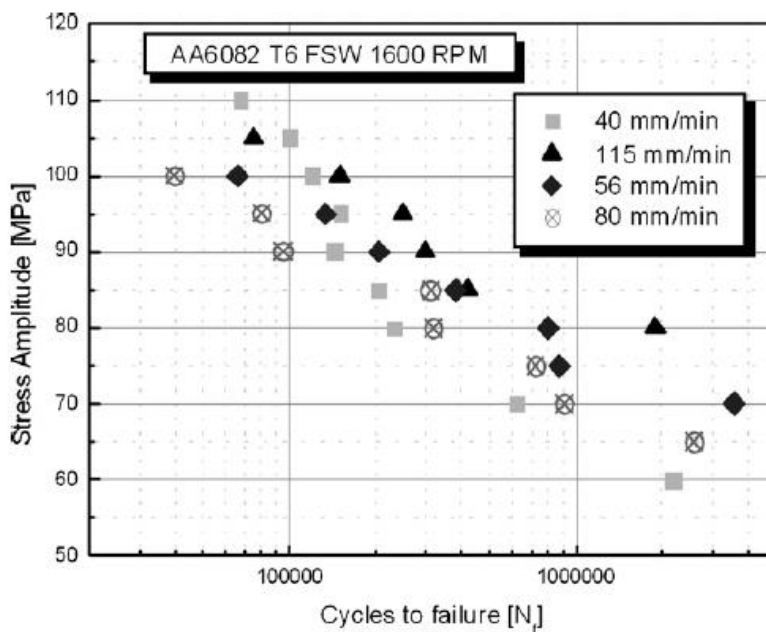


Figure 2-35: Courbes S-N des joints SFM en AA6082-T6 de 4 mm d'épaisseur pour des vitesses d'avance variant entre 40 mm/min et 115 mm/min (Cavaliere, Squillace et al. 2008).

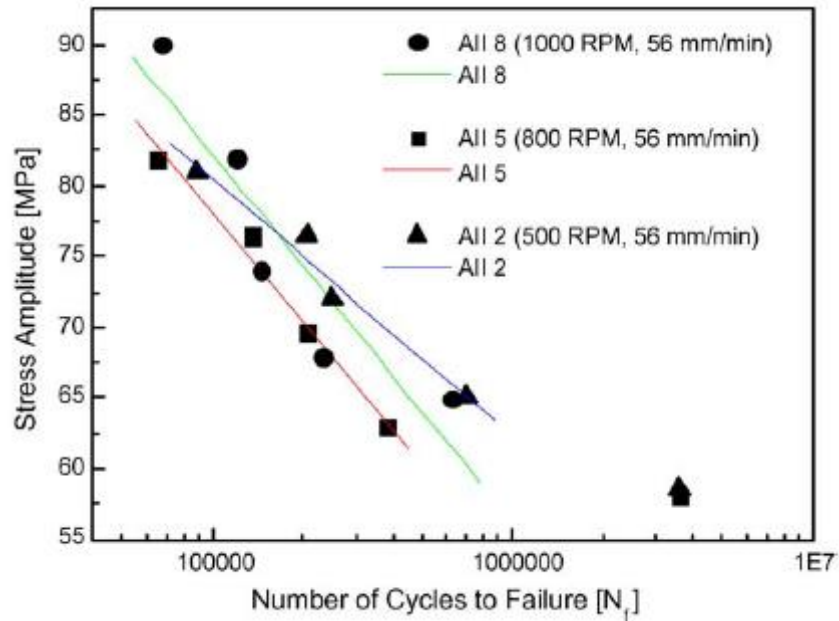


Figure 2-36: Courbes S-N de joints SFM en AA6065-T6 de 4 mm d'épaisseur en fonction de la vitesse de rotation (Cavaliere, Campanile et al. 2006).

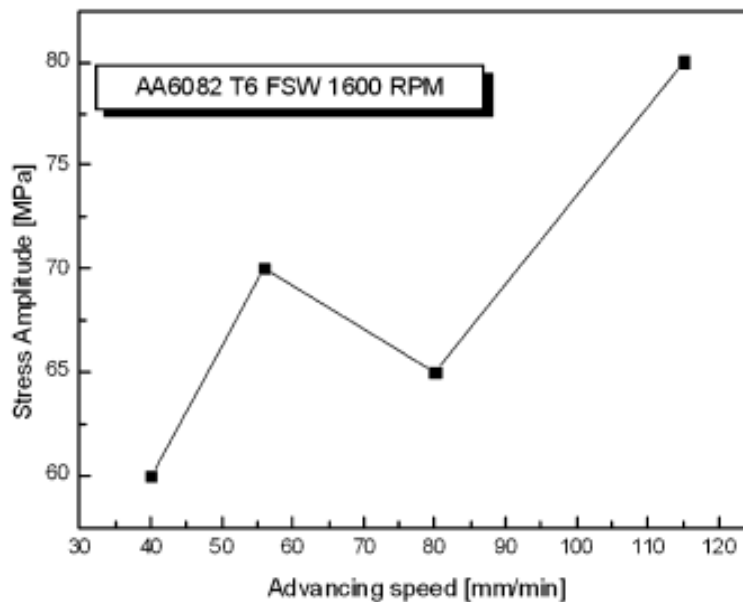


Figure 2-37: Variation de l'intervalle de contrainte à $R=0,1$ correspondant à 2×10^6 cycles d'un joint SFM en AA6082-T6 de 4 mm d'épaisseur en fonction de la vitesse d'avance (Cavaliere, Squillace et al. 2008).

Les courbes S-N sur la figure 2-40 sont générées avec le même rapport vitesse d'avance / vitesse de rotation. La courbe correspondante aux échantillons soudés à une vitesse de rotation de 1200

rpm (185 J/mm) montre une meilleure performance que celle générée à une vitesse de rotation de 600 rpm (240 J/mm) (Gemme 2011). Ceci est attribuable à l'étalement de la ZAT sous les bourrelets de soudage (concentration de contraintes) ce qui a facilité l'amorçage et la propagation des fissures de fatigue.

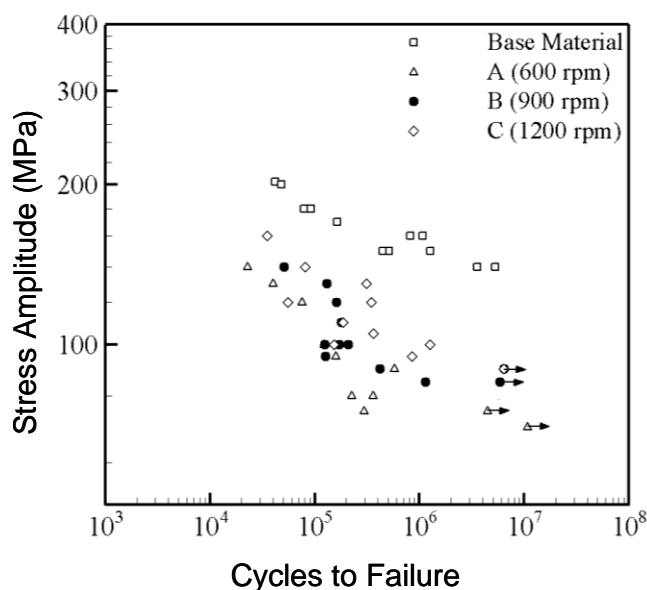


Figure 2-38: Effet de la vitesse de rotation sur la résistance en fatigue des joints en AA7075-T6 de 2,3 mm d'épaisseur (vitesse d'avance = 10 mm/s) (Gemme 2011).

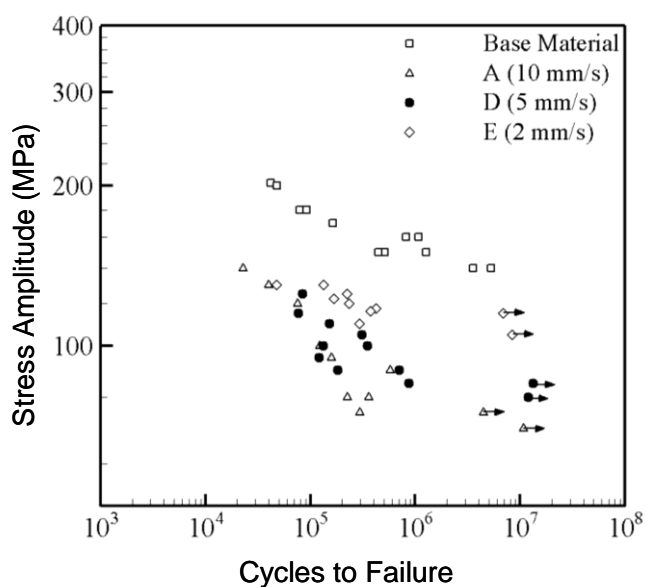


Figure 2-39: Effet de la vitesse d'avance sur la résistance en fatigue des joints en AA7075-T6 de 2,3 mm d'épaisseur (la vitesse de rotation est de 600 rpm) (Gemme 2011).

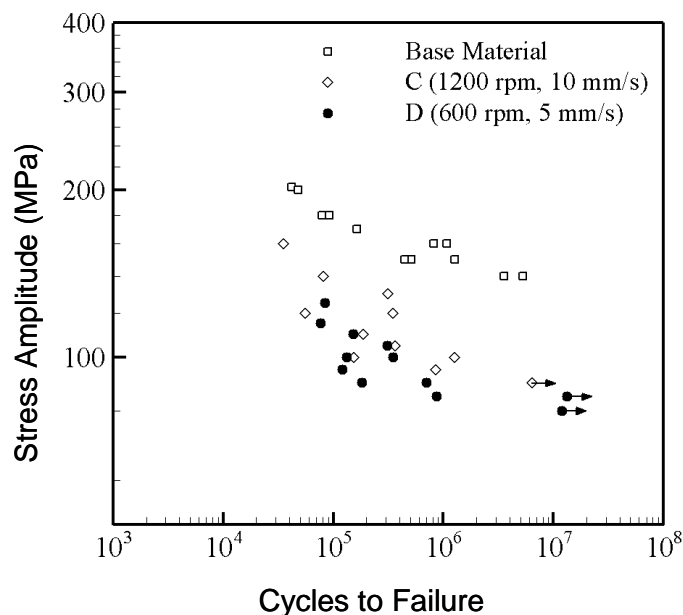


Figure 2-40: Effet de l'énergie de soudage sur la résistance en fatigue des joints en AA7075-T6 de 2,3 mm d'épaisseur. (C : l'énergie de soudage est de 185 J/mm; D : l'énergie de soudage est de 240 J/mm). Le rapport d'avance est 0,5 mm/révolution dans les deux cas (Gemme 2011).

À première vue, les résultats des essais de fatigue effectués par Gemme (2011) et Cavaliere, Squillace et al. (2008) indiquent certaines contradictions. Les courbes S-N présentées par Gemme (2011) démontrent que la résistance en fatigue augmente avec la réduction du rapport d'avance, tandis que les résultats présentés dans l'étude de Cavaliere, Squillace et al. (2008) démontrent que la résistance en fatigue croît avec l'augmentation du rapport d'avance. Cependant, les rapports d'avance ne sont pas les mêmes dans les deux études. Dans l'étude de Gemme (2011), ils sont compris entre 0,2 et 1 mm/révolution (vitesse d'avance de 2 mm/s et 10 mm/s à une vitesse de rotation de 600 rpm) (figures 2-39), tandis que ceux présentés dans l'étude de Cavaliere, Squillace et al. (2008) (figure 2-37) sont compris entre 0,025 et 0,07 mm/révolution (vitesse d'avance de 40 mm/min (0,67 mm/s) et 115 mm/min (1,92 mm/s) à une vitesse de rotation de 1600 rpm). Cette dernière étude ne présente pas des courbes S-N à des rapports d'avance plus élevés (proches des valeurs rapportées par Gemme (2011)), mais elle rapporte que la limite d'élasticité augmente avec la réduction du rapport d'avance de 0,287 à 0,07 (vitesse d'avance de 460 mm/min (7,7 mm/s) et 115 mm/min (1,92 mm/s) à une vitesse de rotation de 1600 rpm) (figure 2-10). Ceci suggère une similitude entre les deux études, mais les essais de fatigue ne sont pas disponibles pour supporter cette hypothèse.

2.6.2 Sites d'amorçage des fissures

Les sites d'amorçage de fissures de fatigue dépendent de l'état de la surface du joint et du type d'alliage d'aluminium. Les sites d'initiation les plus rapportés dans la littérature sont les bavures à la surface du joint, les défauts du type «couche d'oxyde résiduelle» et les manques de pénétration.

Typiquement, les fissures de fatigue des joints SFM bien réalisés s'amorcent à partir des bavures causées par l'expulsion du métal aux extrémités de l'épaule et à partir des sillons laissés par l'outil (Kainuma, Katsuki et al. 2008). Les surfaces de rupture de certains échantillons de fatigue comportent de multiples sites d'amorçage à partir des bavures et des sillons; les petites fissures coalescent ensuite pour former une fissure large qui se propage à travers le joint (figure 2-41) (Okada, Suzuki et al. 2010).

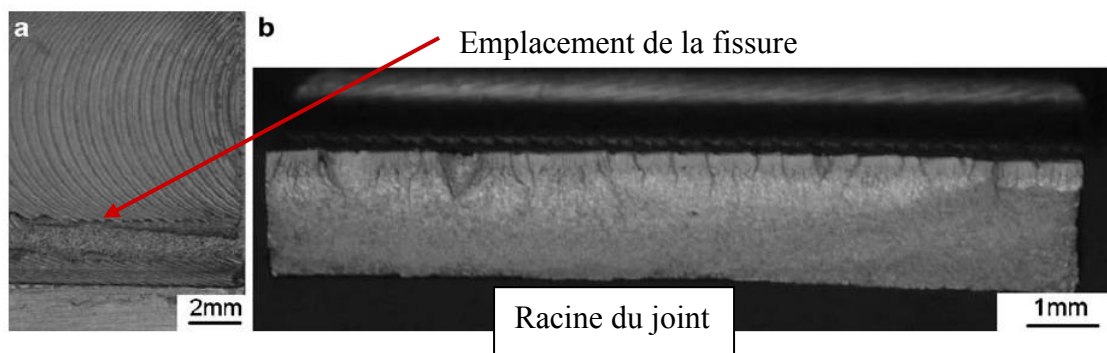


Figure 2-41: Surface de rupture par fatigue d'un joint SFM. a) emplacement de la fissure dans les sillons de l'outil. b) surface de rupture (Okada, Suzuki et al. 2010).

Les défauts internes, comme les amorçages dans la ligne d'oxyde (zigzag) ou le manque de cohésion du joint à cause d'une couche d'oxyde résiduelle, ont un effet préjudiciable sur la résistance en fatigue des joints. Ces défauts sont causés par la présence d'une couche d'oxyde sur la surface des plaques et l'insuffisance de la chaleur générée par l'outil (figure 2-19). Le fond du joint est l'endroit le plus propice à ce type de défauts. Dickerson et Przydatek (2003) ont trouvé que les joints SFM en AA5083-O et AA6082-T6 dont les indications sont inférieures à 0,35 mm de profondeur (pénétration incomplète) possèdent approximativement la même résistance en

traction et en pliage que les joints sans défaut. Par contre, la résistance en fatigue des joints en AA2024-T3 de 4 mm d'épaisseur avec indication linéaire en fond de joint est réduite de 30 % à 80 % par rapport aux joints sans indication linéaire (Di, Yang et al. 2006; Zhou, Yang et al. 2006a) (figure 2-42 et figure 2-43). De même, Di, Yang et al. (2007) rapportent que ce type de défectuosité réduit la résistance en fatigue de joints SFM de 23,4 % pour l'AA2024-T4 et de 39,8 % pour l'AA7075-T6. La figure 2-44 montre les courbes S-N des joints SFM en AA7075-T6 avec un défaut de type zigzag d'environ 60 μm (figure 2-16). Cette dernière montre que la résistance des joints avec défauts est environ 131 MPa inférieure à celle des joints sans défauts. Zhou, Yang et al. (2006b) ont constaté que la contrainte correspondant à 2×10^6 cycles en fatigue des joints SFM en AA5083 comportant des défauts de type «couche d'oxyde résiduelle» est de 65,6 MPa comparativement à 100,24 MPa pour les joints sains (figure 2-45). Ce type de défauts réduit principalement la vie en initiation des fissures de fatigue (Sato, Takauchi et al. 2005; Di, Yang et al. 2006).

La présence de défauts de type zigzag est difficilement détectable par les méthodes d'inspection non destructives. Une coupe transversale dans le joint est nécessaire pour déceler ce type de défauts. Ainsi, leur présence représente un risque important sur la vie en fatigue des joints SFM.

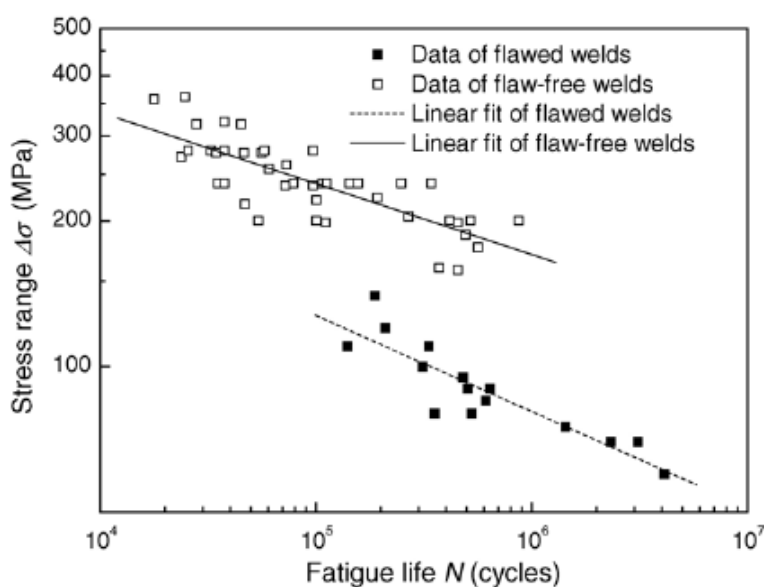


Figure 2-42: Résultats des essais de fatigue des joints SFM en AA2024-T3 de 4 mm d'épaisseur avec et sans indication linéaire en fond de joint ($R = 0,1$) (Zhou, Yang et al. 2006a).

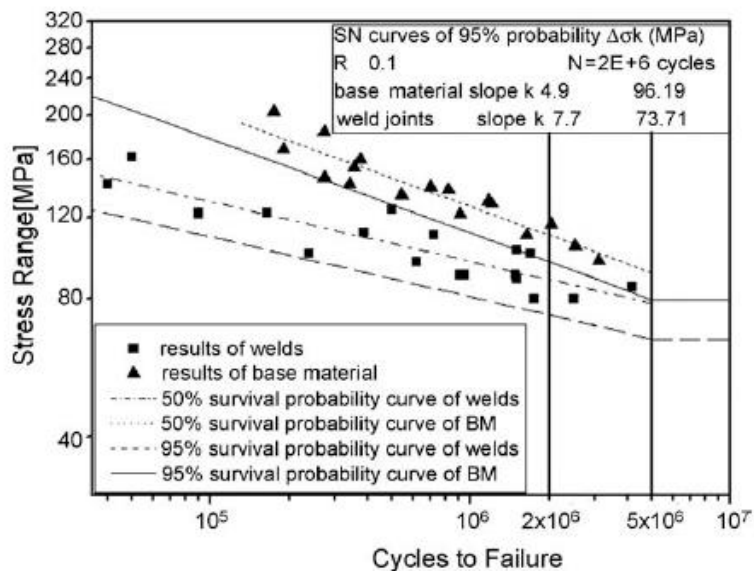


Figure 2-43: Courbes S-N des joints SFM comparativement au métal de base (AA2024-T4 de 4 mm d'épaisseur). Les échantillons soudés par SFM avaient des indications de type zigzag à l'endos du joint (Di, Yang et al. 2006).

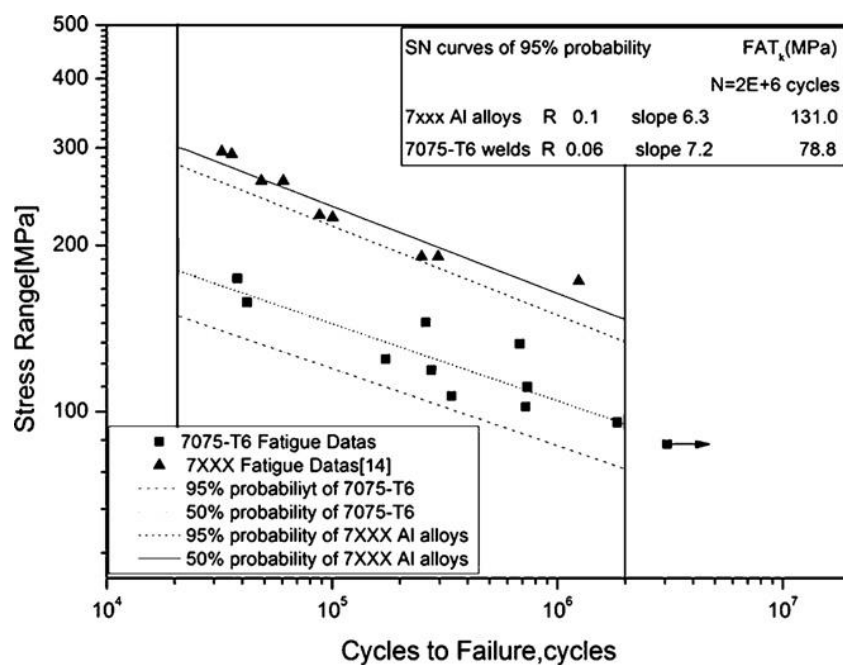


Figure 2-44: Courbe S-N de joints en AA7075-T6 avec un défaut de type zigzag de 60 μm de profondeur et ceux des joints sans défauts (Di, Yang et al. 2007).

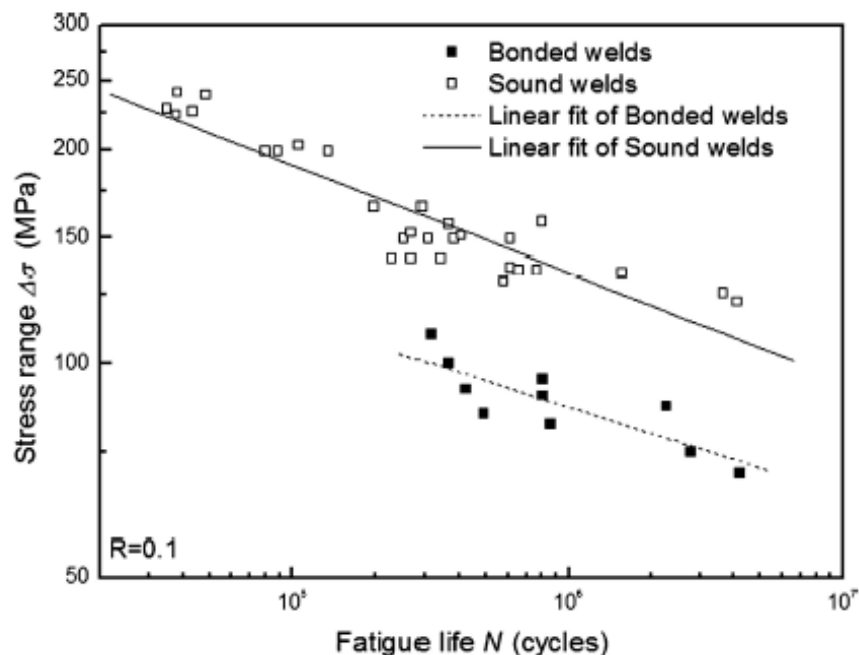


Figure 2-45: Courbe S-N de joints en AA5083 SFM de 8 mm d'épaisseur avec et sans défaut de type couche d'oxyde résiduelle (Zhou, Yang et al. 2006b).

L'amorce de fissures de fatigue à partir des défauts de type manque de cohésion et zigzag indique que les paramètres de soudage ne sont pas optimisés. Tel qu'expliqué à la section 2.4.3, la présence de défauts de type couche d'oxyde persistant ou zigzag signifie que le taux du mélange n'est pas suffisant pour disperser les particules d'oxyde. L'utilisation d'un outil à pion fileté permet de mieux les disperser. Le défaut de type manque de cohésion à la racine du joint est un indice de manque de chaleur à cet endroit. L'ajustement de la longueur du pion peut être une solution efficace pour remédier à ce problème.

Les sillons de l'outil et les bourrelets de soudage sont des formes de concentration de contraintes qui causent la réduction de la vie en fatigue des joints SFM. Normalement, les fissures de fatigue s'amorcent à partir de ces défauts géométriques à la surface du joint. La vie en fatigue des joints qui possèdent des défauts de type manque de fusion et zigzag est contrôlée par la vie en propagation, ce qui réduit considérablement la résistance en fatigue des joints SFM. Les courbes de fatigue présentées par Zhou, Yang et al. (2006a) et Di, Yang et al. (2006) et Zhou, Yang et al. (2006b) montrent que ces défauts réduisent considérablement la vie en fatigue. En général, l'effet

d'entaille est plus important sur la fatigue d'endurance que sur la fatigue oligocyclique. Cette caractéristique est visible sur les courbes S-N rapportées par Zhou, Yang et al. (2006a) (figure 2-42). Cependant, les courbes présentées par Di, Yang et al. (2006) (figure 2-43) et Zhou, Yang et al. (2006b) (figure 2-45) démontrent l'effet inverse : l'écart entre la courbe S-N des joints ayant un défaut et celles du métal de base et des joints sans défauts diminue avec l'augmentation du nombre de cycles. Ce type de comportement peut être expliqué par la mauvaise préparation des échantillons de fatigue ou le mauvais alignement des échantillons durant les essais.

2.6.3 Propagation des fissures de fatigue

La vie en amorçage est normalement estimée en utilisant les contraintes ou la déformation locale et les courbes de fatigue du métal en question. La vie en propagation est normalement estimée en suivant la théorie de la mécanique de rupture et en considérant la variation du facteur d'intensité de contraintes. En présence de contraintes résiduelles, il est nécessaire de déterminer la variation efficace du facteur d'intensité de contraintes (Glinka 1987).

La température élevée et la déformation sévère durant le SFM génèrent des contraintes résiduelles élevées. Typiquement, la tolérance aux dommages des joints soudés soumis à des chargements en fatigue peut être affectée par la présence des contraintes résiduelles. Bussu et Irving (2003) ont étudié la propagation de fissures de fatigue longitudinales et transversales des joints SFM en AA2024-T351 de 6,35 mm d'épaisseur en utilisant des échantillons fissurés sur la surface en-dessous du joint à différentes distances par rapport au centre et des échantillons standards de type «compact tension (CT)». Les résultats des essais sur les échantillons avec fissures transversales à l'endos du joint (figure 2-46) montrent que la vitesse de propagation de fissures la plus élevée correspond à la fissure dans la zone thermiquement affectée qui se trouvant à 11 mm du milieu du joint (figure 2-47). Cette réduction de la résistance à la propagation est liée à la présence de contraintes résiduelles en tension dans la direction longitudinale du joint. Par contre, les essais de propagation des fissures longitudinales montrent que la vitesse de propagation la plus élevée correspond à la fissure qui se trouve à 28 mm du joint et le taux le plus bas correspond à la fissure qui se situe à 6 mm du joint (figure 2-48). Cette différence de taux de propagation des fissures longitudinales est disparue après que les échantillons ont été soumis à

une charge qui a causé une déformation plastique de 2 %. Ainsi, cette différence est liée à la présence de contraintes résiduelles en compression dans la direction transversale dans la zone du joint.

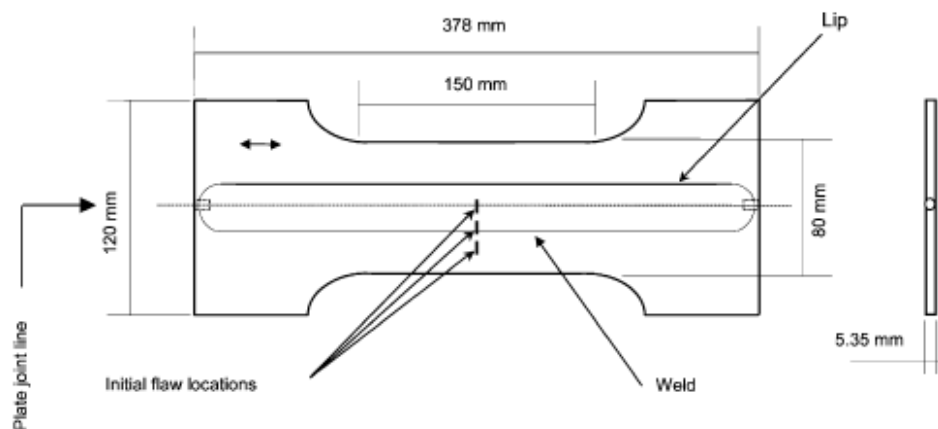


Figure 2-46: Échantillon en AA2024-T351 avec des fissures à l'endos de l'échantillon utilisé, pour les essais de fatigue effectués par Bussu and Irving (2003).

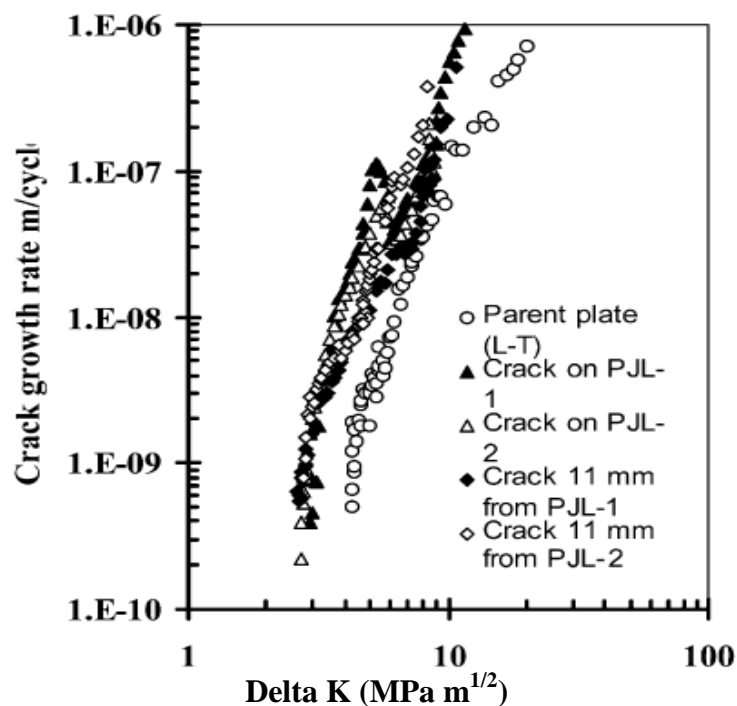


Figure 2-47: Propagation de fissures transversales au joint SFM en AA2024-T351 de 6,35 mm d'épaisseur (Bussu and Irving 2003).

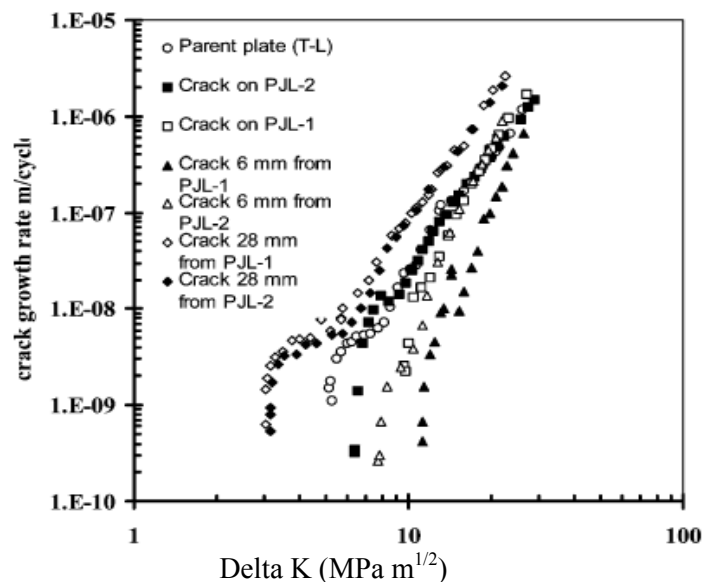


Figure 2-48: Propagation de fissures longitudinales au joint SFM en AA2024-T351 de 6,35 mm d'épaisseur (Bussu and Irving 2003).

Fratini, Pasta et al. (2009) rapportent que l'introduction d'une déformation plastique de 2 % parallèlement au joint a ramené la vitesse de propagation au même niveau que celui du métal de base. Les contraintes résiduelles résultantes de 2 % de déformation plastique n'ont pas changé la dureté. Ainsi, la vitesse de propagation serait principalement liée à la distribution des contraintes résiduelles.

Jata, Sankaran et al. (2000) ont étudié la propagation de fissures longitudinales proches du seuil de propagation dans le noyau et dans la ZAT des joints SFM en AA7050-T7451 (figure 2-49 a). Les résultats présentés à la figure 2-49 b montrent qu'à $R = 0,33$, les seuils de propagation dans le métal de base, la ZAT et le noyau sont de 1,83, 3,24 et 1,04 respectivement. La même figure montre que le seuil est pratiquement le même pour les trois positions à un rapport $R = 0,7$.

Cependant, Pouget et Reynolds (2008) considèrent que la variation effective du facteur d'intensité de contraintes n'explique pas à elle seule la différence de la vitesse de propagation dans le joint. Le comportement de la fissure serait aussi influencé par la présence d'oxydes dans le joint et par la présence des sillons laissés par l'outil sur la surface.

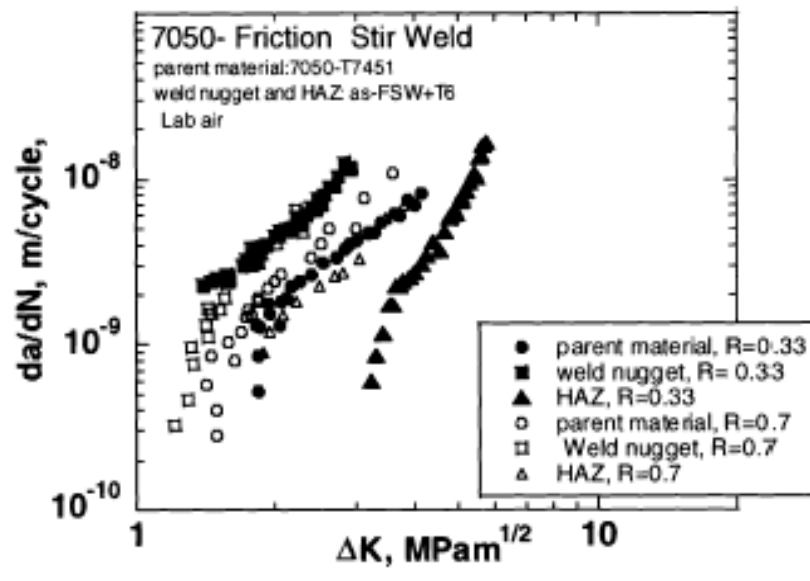
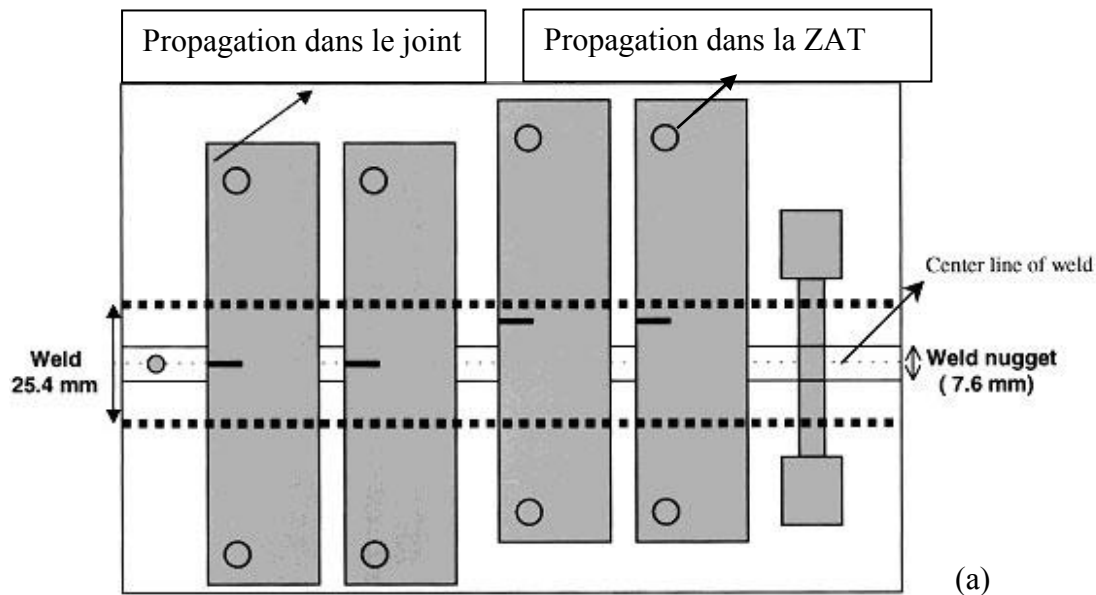


Figure 2-49: Configuration des échantillons (a) et résultats des essais de propagation de fissure proche du seuil de propagation (b) d'un joint SFM en AA7050-T7451 de 6,35 mm d'épaisseur (Jata, Sankaran et al. 2000).

Le taux de propagation des fissures de fatigue dépend du rapport R (contrainte minimale /contrainte maximale). La présence des contraintes résiduelles dans la zone du joint modifie le rapport R . Lombard, Hattingh et al. (2009) rapportent que, dans la direction longitudinale, les contraintes résiduelles sont en tension. Elles sont de +75 MPa dans le noyau et de +100 MPa dans la ZAT. Dans la direction transversale, les contraintes résiduelles sont aussi en tension. Elles sont de +30 MPa dans le noyau et de +40 MPa dans la ZAT (figure 2-26). Ainsi, les contraintes

résiduelles devraient influencer davantage la propagation des fissures de fatigue dans la direction transversale que dans la direction longitudinale. Par contre, les essais de propagation des fissures de fatigue effectués par Bussu et Irving (2003) montrent que les taux de propagation dans le noyau, la ZAT et le métal de base en AA2024-T351 varient davantage dans la direction longitudinale que dans la direction transversale (figure 2-47 et figure 2-48). De plus, ils rapportent que le seuil de propagation des fissures de fatigue longitudinale dans la ZAT est environ $10 \text{ MPa m}^{1/2}$ comparativement à $5 \text{ MPa m}^{1/2}$ dans le métal de base.

Jata, Sankaran et al. (2000) rapportent aussi que le seuil de propagation des fissures de fatigue longitudinales dans la ZAT d'un joint SFM en AA7050-T7451 est de $3,24 \text{ MPa m}^{1/2}$ comparativement à $1,83 \text{ MPa m}^{1/2}$ dans le métal de base, et ce, malgré le fait que les contraintes résiduelles dans la direction transversale soient en tension dans la ZAT (figure 2-28). Il faut également noter que les matériaux utilisés dans les études de Bussu et Irving (2003) et Jata, Sankaran et al. (2000) sont des alliages d'aluminium à durcissement structural. La dureté dans la ZAT, la limite d'élasticité et la résistance à la traction sont inférieures à celles du métal de base. Jata, Sankaran et al. (2000) ont conclu que cette augmentation du seuil de propagation dans la ZAT est due au relâchement des contraintes résiduelles dans la direction longitudinale. Bussu et Irving (2003) rapportent que l'introduction d'une déformation plastique de 2 % dans la direction longitudinale réduit la différence entre les taux de propagation des fissures de fatigue transversales dans le noyau, la ZAT et le métal de base. Cependant, le seuil de propagation dans le joint est demeuré supérieur à celui du métal de base.

2.7 Parachèvement des joints soudés et amélioration de la résistance en fatigue

Les contraintes résiduelles qui se développent à la suite d'une opération de SFM causent parfois la distorsion de l'assemblage (section 2.5.4 et section 2.5.5). Les contraintes résiduelles en tension affectent la résistance en fatigue des joints SFM (sections 2.6). Cependant, elles ne se sont pas le seul facteur à considérer. Les concentrations de contraintes causées par les cavitations, les oxydes (sous forme d'inclusions), la réduction de l'épaisseur du joint, les sillons et les bavures sur la surface du joint réduisent la résistance en fatigue.

L'amélioration de la performance en fatigue doit agir sur les contraintes résiduelles et/ou les concentrations des contraintes et le fini de surface. Plusieurs techniques sont utilisées pour améliorer la résistance en fatigue des joints SFM. Les techniques les plus rapportées dans la littérature sont :

- préchauffage du métal de base pour réduire les gradients thermiques durant le soudage et par conséquent réduire les contraintes résiduelles
- tensionnage global du joint en appliquant une charge de traction sur les extrémités de l'assemblage durant ou après le soudage afin de réduire le niveau des contraintes résiduelles (Richards, Prangnell et al. 2008; Altenkirch, Steuwer et al. 2008a)
- traitement de la surface du joint par martelage-grenaillage ou martelage par chocs laser pour engendrer des contraintes en compression sur la surface du joint (Hatamleh and DeWald 2009; Larose S. 2010)
- brunissage du joint qui améliore le fini de surface et induit des contraintes en compression sur la surface dont la profondeur varie avec l'intensité de la force verticale et le nombre de passes (Prevey and Mahoney 2003)
- galetage du joint qui engendre des contraintes résiduelles en compression à travers l'épaisseur du joint, améliore le fini de surface et réduit la distorsion de l'assemblage (Altenkirch, Steuwer et al. 2009)
- brossage de la surface du joint pour réduire la sévérité des concentrations de contraintes à la surface du joint (Gemme 2011)
- usinage de la surface du joint pour faire disparaître les sillons et les bavures (Uematsu, Tokaji et al. 2009)
- traitement thermique de mise en solution, trempe et vieillissement après soudage des alliages à durcissement structural (Feng, Chen et al. 2006)

Les premiers procédés sont difficilement contrôlables, et leur application pose certains problèmes. Le préchauffage du métal de base affecte le cycle thermique et interfère avec les paramètres de soudage (vitesse de rotation, vitesse d'avance et force verticale). L'effet du tensionnage est limité sur les contraintes résiduelles longitudinales. Selon de la grandeur de la pièce, la force nécessaire pour un tensionnage efficace risque d'être très élevée. Le tensionnage des pièces complexes ou de grande taille est très difficile à appliquer. Le martelage-grenaillage

affecte le fini de surface. L'augmentation de la rugosité de la surface peut éliminer l'effet bénéfique de contraintes résiduelles en compression. Ainsi, seuls les procédés de galetage, brossage, usinage et traitement thermique seront étudiés dans le présent travail de recherche. Ces techniques sont plus faciles à contrôler et offrent une possibilité d'amélioration de la durée de vie en fatigue et/ou une réduction de la déformation.

2.7.1 Parachèvement par galetage

Le galetage est un procédé d'écrouissage à haute pression qui est souvent utilisé pour introduire des contraintes résiduelles en surface afin d'améliorer la résistance en fatigue des composantes mécaniques soumises à une charge en flexion (Kaufman 2008a). La déformation plastique de la surface engendre des contraintes de compression et réduit la hauteur des aspérités laissées par les opérations de fabrication, ce qui augmente la durée de vie en fatigue. Cette technique est appliquée sur les joints SFM pour changer la distribution des contraintes résiduelles et réduire la distorsion de l'assemblage. Elle se distingue du brunissage qui est une technique de laminage à froid multi passes à faible pression destinée principalement à améliorer le fini de surface (Nalla, Altenberger et al. 2003; Majzoobi, Azadikhah et al. 2009). Le brunissage à pression modérée est parfois utilisé pour engendrer des contraintes en compression sur la surface du joint (Prevey and Mahoney 2003).

2.7.1.1. Description du procédé

Le galetage est un traitement de laminage surfacique qui est réalisé en utilisant un rouleau sous pression. Il permet d'introduire des contraintes résiduelles en surface et en profondeur tout en améliorant le fini de surface. La profondeur des contraintes résiduelles engendrées par ce procédé est plus grande que celle engendrée par martelage au laser et par grenailage. Le procédé de galetage est relativement peu coûteux et il est facile à mettre en œuvre. Il est possible de réaliser le galetage sur une pièce en une seule ou en plusieurs passes. Pour toutes ces raisons, le procédé est souvent utilisé dans l'industrie automobile pour le traitement des vilebrequins et dans l'industrie aéronautique pour les composantes des turbines à gaz (Nalla, Altenberger et al. 2003).

2.7.1.2. Effets du galetage sur les contraintes résiduelles

Le volume du matériau affecté, l'intensité et la distribution des contraintes résiduelles générées par le galetage dépendent de plusieurs paramètres tels que le nombre de passes, le rayon et la largeur du rouleau et la force appliquée, ce dernier paramètre étant le plus important. Majzoobi, Azadikhah et al. (2009) ont montré que l'optimisation de la force appliquée peut améliorer la résistance en fatigue. Une pression faible n'améliorera pas la résistance en fatigue, tandis qu'une pression excessive déplace les contraintes en compression profondément dans la pièce et induit des contraintes en tension sur la surface. Elle peut aussi causer des microfissures sur la surface, ce qui réduit la résistance en fatigue de la pièce.

Le galetage de la zone entourant le joint ou directement sur le joint SFM a reçu peu d'attention jusqu'à ce jour, les seuls travaux dignes de mention à ce sujet étant ceux de Altenkirch, Steuwer et al. (2009). Ce traitement peut être effectué à chaud en plaçant le rouleau juste en arrière de l'outil de SFM selon l'arrangement présenté à la figure 2-50 a) ou à froid en passant le rouleau une fois que l'opération de soudage est terminée tel que présenté à la figure 2-50 b). Si la pression appliquée par le rouleau est assez élevée pour induire une contraction plastique dans la direction de l'épaisseur, cette déformation sera compensée par une déformation dans la direction du galetage. La figure 2-50 montre que le rouleau utilisé pour le galetage à chaud est en contact avec la périphérie du joint tandis que le galetage à froid est directement sur le joint. Les essais réalisés par Altenkirch, Steuwer et al. (2009) montrent que le galetage à chaud n'induit aucun changement notable de la distribution de contraintes résiduelles (figure 2-51). Cependant, le galetage à froid change considérablement la distribution de contraintes résiduelles dans la direction longitudinale, mais l'effet est négligeable sur la distribution des contraintes résiduelles transversales (figure 2-52 a). La figure 2-52 b) montre qu'une augmentation de la force verticale au-delà de 30 kN n'a pas d'effet sur la valeur maximale des contraintes en compression. Cependant, la largeur de la zone en compression s'est élargie lorsque la force verticale passe à 40 kN.

Le galetage à froid réduit la distorsion de la pièce. La réduction de la déformation dépend de la force appliquée. La figure 2-53 montre que la distorsion minimale après galetage correspond à une force verticale de 40 kN. La figure montre une diminution de la déformation dans les

directions longitudinale et transversale sur les plaques de 500 mm de longueur, 350 mm de largeur et de 5 mm d'épaisseur. La publication ne donne pas de détails sur le nombre de passes et l'état de la surface après traitement.

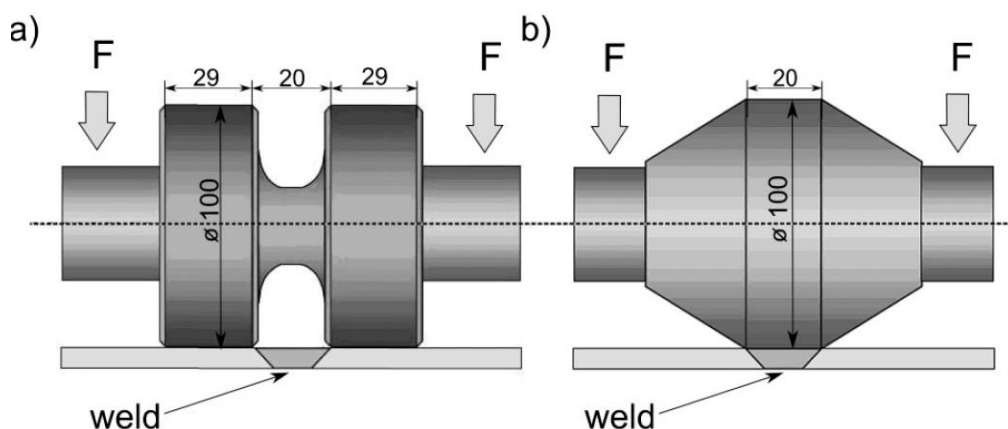


Figure 2-50: Rouleaux utilisés par J. Altenkirch et al. (2009) (a) le galetage à chaud (b) le galetage à froid. Les dimensions sont en mm.

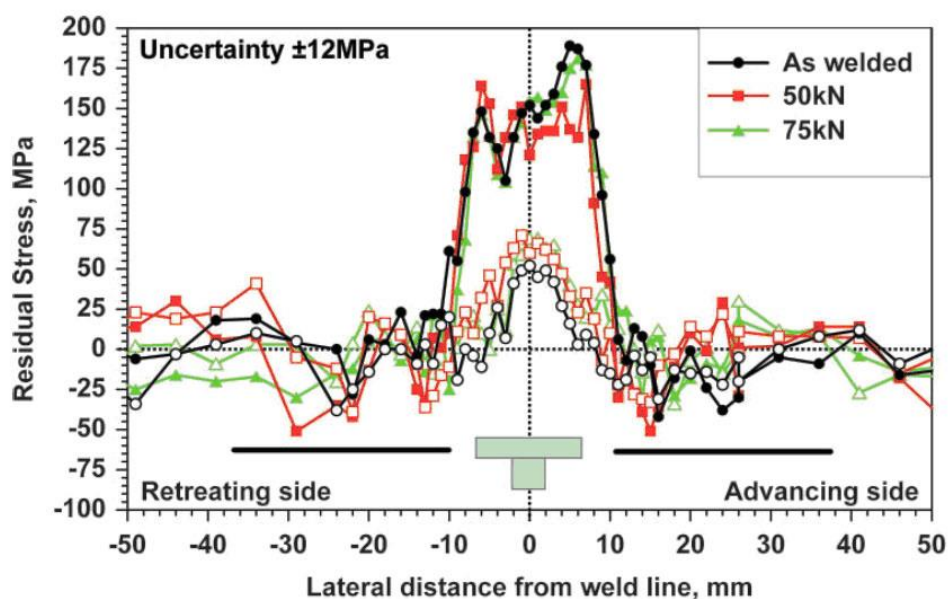
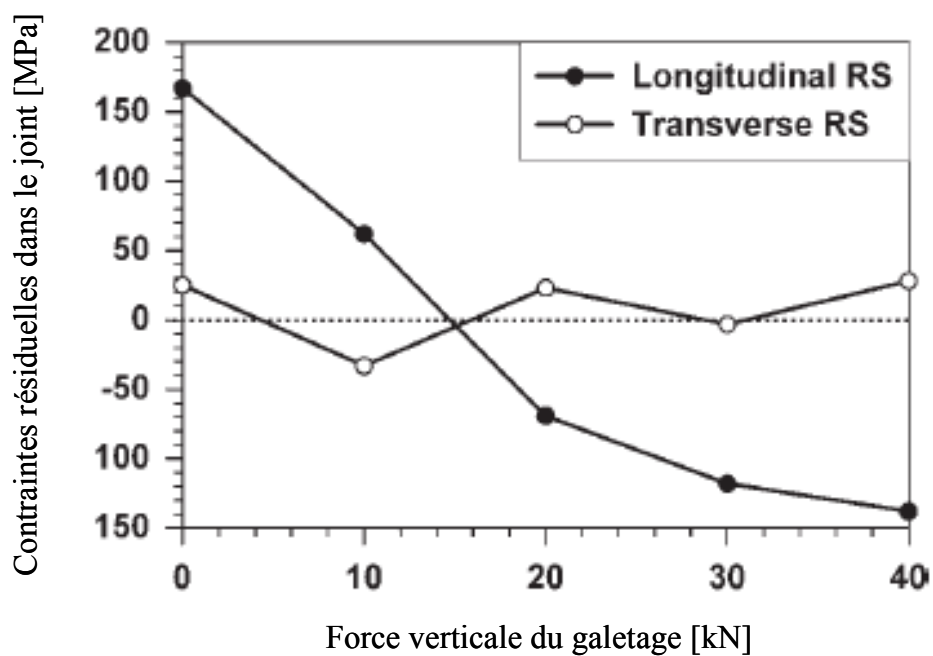
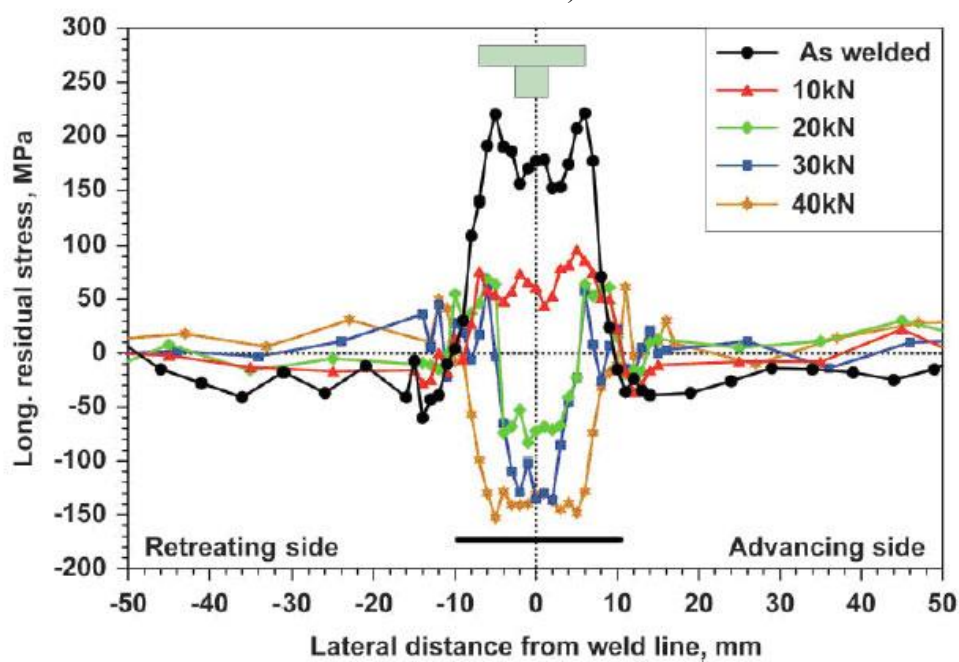


Figure 2-51: Contraintes résiduelles mesurées dans les directions longitudinale (symboles pleins) et transversale (symboles vides) après galetage à chaud d'un joint SFM en AA2024-T3 (J. Altenkirch 2009).



a)



b)

Figure 2-52: Galetage à froid d'un joint SFM en AA2199-T8 (J. Altenkirch 2009). a) Contraintes résiduelles mesurées au centre du joint dans les directions longitudinale et transversale. b) Profils de contraintes résiduelles mesurées dans la direction longitudinale.

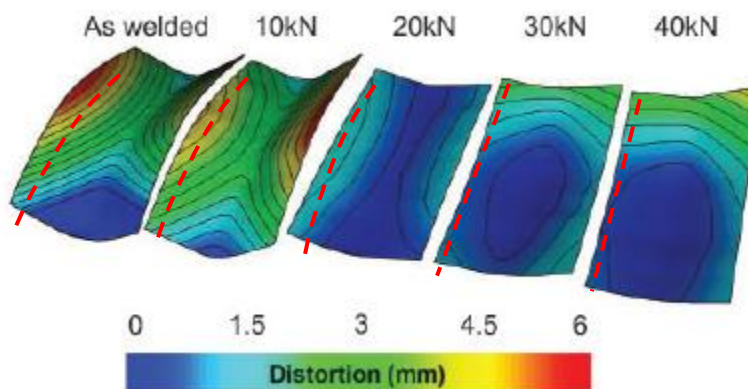


Figure 2-53: Distorsion mesurée sur un joint SFM en AA2199-T8 en fonction de la force appliquée lors du galetage à froid post-soudure. Chaque ligne représente 0,5 mm de dénivellation verticale (Altenkirch, Steuwer et al. 2009). Les lignes indiquent l'emplacement du joint.

2.7.1.3. Effets du galetage sur la résistance en fatigue

L'effet du galetage sur le comportement en fatigue varie selon le mode de dommage (amorçage ou propagation) et la limite d'élasticité du matériau. Il est connu que le fini de surface a une grande influence sur la vie en amorçage des composantes lisses, tandis que les contraintes résiduelles influencent l'amorçage et la propagation des fissures de fatigue (Dowling 2007). Ainsi, on s'attend à ce que l'effet du galetage soit plus important sur la vie en amorçage des composantes lisses. La figure 2-54 montre l'effet de galetage sur le niveau de contraintes correspondant à une vie en fatigue de 10^6 des éprouvettes cylindriques en acier soumis à la flexion rotative. L'effet du galetage est plus important sur les aciers qui ont une basse ou haute limite d'élasticité (Altenberger 2005). L'amélioration de la limite d'endurance des aciers à basse limite d'élasticité provient de l'écrouissage superficiel de l'échantillon. L'augmentation de la limite d'endurance des aciers à une limite d'élasticité élevée est due principalement aux contraintes résiduelles de compression qui retardent la propagation des fissures courtes (Altenberger 2005). L'amélioration de la vie en fatigue des aciers qui ont une limite d'élasticité intermédiaire est due partiellement à l'effet d'écrouissage et aux contraintes résiduelles de compression.

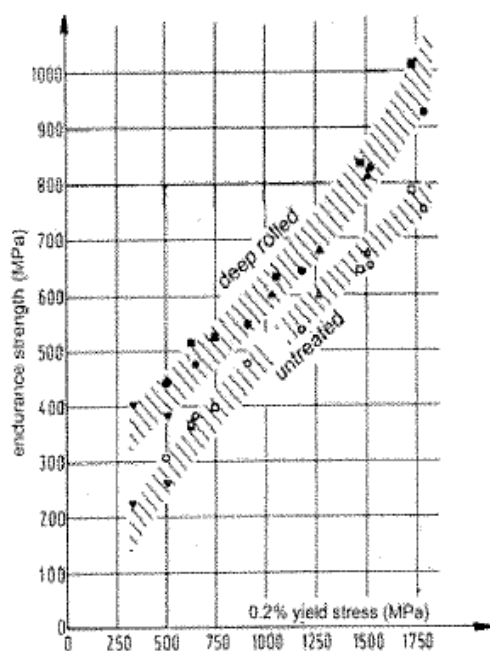


Figure 2-54: Influence du galetage sur la résistance à 10^6 cycles des échantillons lisses en acier en fonction de la limite d'élasticité (Altenberger 2005).

L'effet du galetage sur la résistance en fatigue des composantes entaillées est beaucoup plus important que celui des composantes lisses. Il n'est pas rare de voir le niveau de contrainte correspondant à 10^6 cycles augmenter d'environ 3 fois après galetage (figure 2-55). L'augmentation de la limite d'endurance est due aux contraintes résiduelles de compression et la réduction des gradients de contraintes au fond de l'entaille. L'augmentation relative ne semble pas être influencée par la limite d'élasticité (Altenberger 2005).

Les résultats des essais effectués par Altenkirch, Steuwer et al. (2009) montrent que le galetage d'un joint SFM affecte principalement la distribution des contraintes résiduelles et qu'il n'affecte pas la dureté. La figure 2-56 montre que le changement de la dureté du joint est négligeable après galetage en appliquant une force verticale de 20 kN ou de 40 kN. Ainsi, on peut s'attendre à une amélioration de la résistance en fatigue des joints après galetage qui peut être causée par l'introduction de contraintes résiduelles en compression et l'amélioration du fini de surface (s'il a eu lieu). Cependant, aucun essai de fatigue n'a été réalisé pour confirmer ou infirmer cette conclusion.

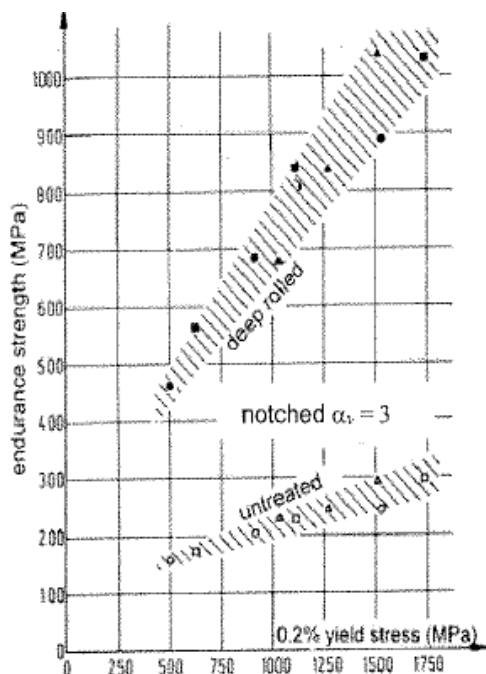


Figure 2-55: Influence du galetage sur la limite d'endurance des échantillons entaillés en aciers en fonction de la limite d'élasticité (Altenberger 2005).

La figure 2-57 montre les résultats des essais de fatigue effectués par Juijerm, Altenberger et al. (2007) sur un AA6010. L'augmentation de la contrainte correspondante à 10^6 cycles est importante après galetage des échantillons à l'état brut de trempe et survieillis. Les figures montrent aussi que l'effet du galetage diminue avec l'augmentation du niveau de contrainte et l'augmentation de la température.

Prevey et Mahoney (2003) ont étudié l'effet du brunissage par plusieurs passes avec une pression assez élevée pour engendrer des contraintes de compression sur la surface d'un joint SFM en alliage d'aluminium 2219-T8751. À la surface, le brunissage a changé les contraintes résiduelles considérablement, tandis que l'effet du brunissage est négligeable à 4 mm en dessous de la surface. La performance en fatigue des joints SFM usinés brunis est comparée aux mêmes joints SFM seulement usinés. Les joints ont été sollicités en flexion pour que les contraintes maximales en traction se trouvent sur la surface du joint. La figure 2-58 montre que le brunissage augmente considérablement la résistance en fatigue. La résistance à 10^6 cycles augmente de 230 MPa à 300

MPa. L'amélioration de la résistance en fatigue est encore plus significative dans un environnement corrosif où la résistance à 10^6 cycles augmente de 150 MPa à 300 MPa.

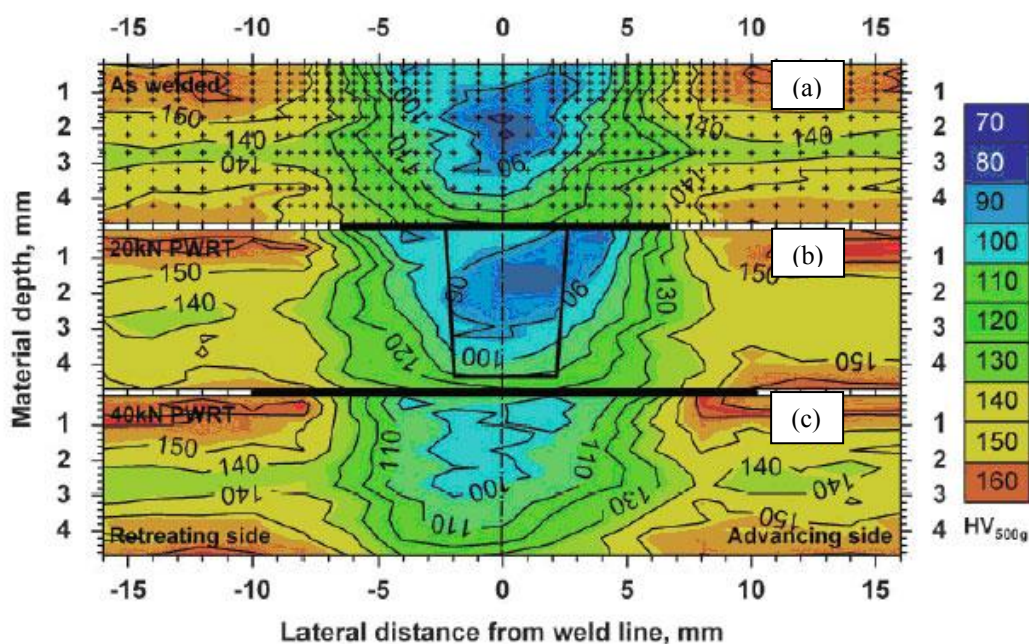


Figure 2-56: Carte de microdureté du joint en AA2199–T8 (a) à l'état brut de soudage, (b) après laminage à froid avec une force de 20 kN et (c) après laminage à froid avec une force de 40 kN (Altenkirch, Steuwer et al. 2009).

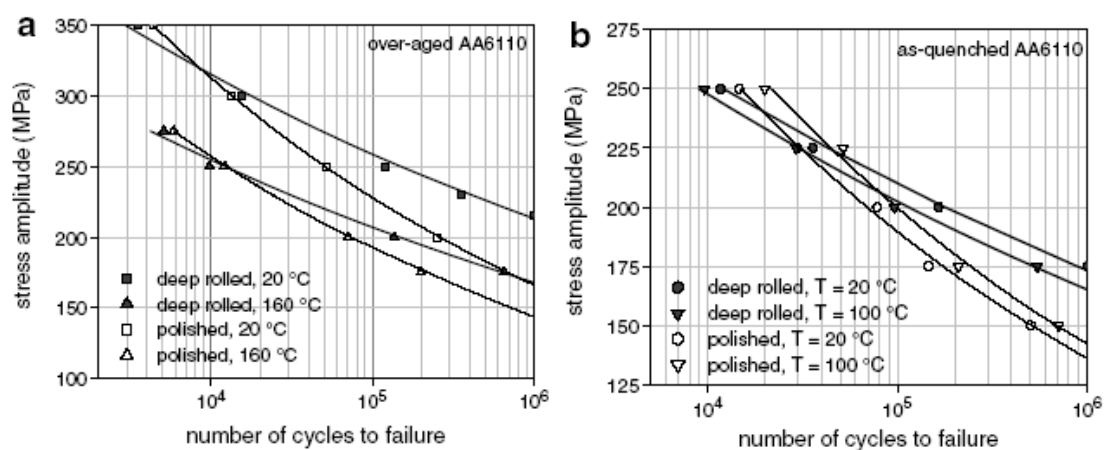


Figure 2-57: Effet du galetage sur l'AA6110 comparativement au métal de base, (a) à l'état survieilli, (b) à l'état brut de trempe (Juijerm and Altenberger 2007).

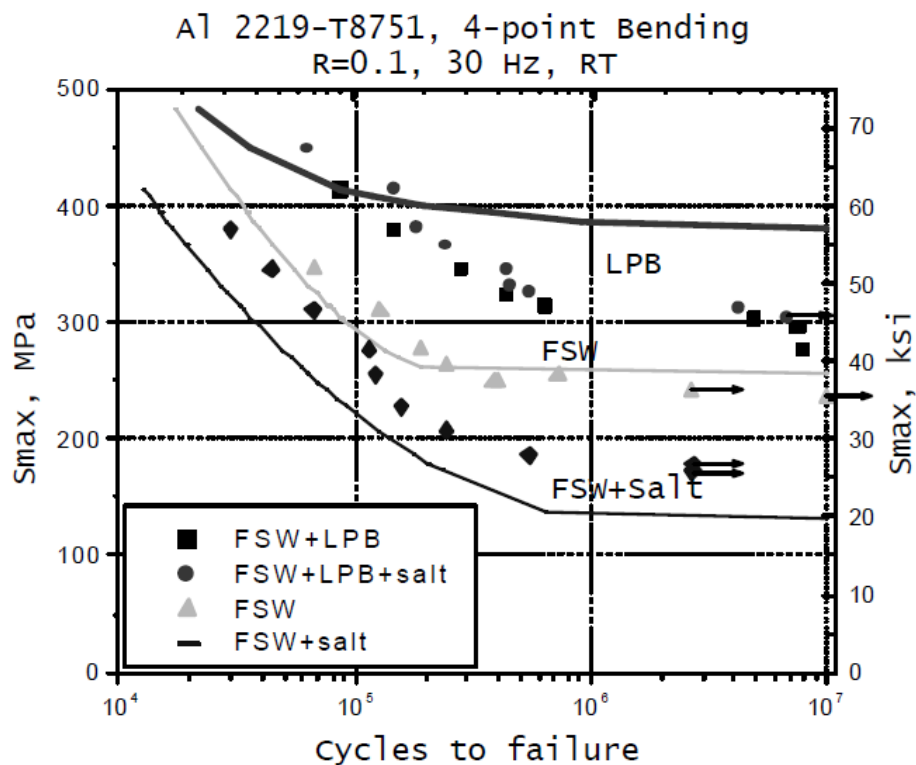


Figure 2-58: Résultats des essais en fatigue qui montrent l'effet du brunissage (low pressure burnishing) sur la résistance en fatigue de joints SFM dans l'air et dans un environnement corrosif (Prevey and Mahoney 2003).

2.7.2 Parachèvement par brossage

Le parachèvement par brossage a été exploré par Gemme (2011) sans donner des détails sur les paramètres de brossage. Cette technique a été utilisée principalement pour réduire la sévérité des rainures superficielles après un soudage à une vitesse de rotation 600 rpm et une vitesse d'avance de 10 mm/s. Les essais de fatigue montrent une amélioration de la résistance en fatigue pour une durée de vie de plus de 10⁵ cycles. Pour une durée de vie inférieure à 10⁵ cycles, la résistance en fatigue des joints brossés est la même que celle des joints bruts de soudage (figure 2-59).

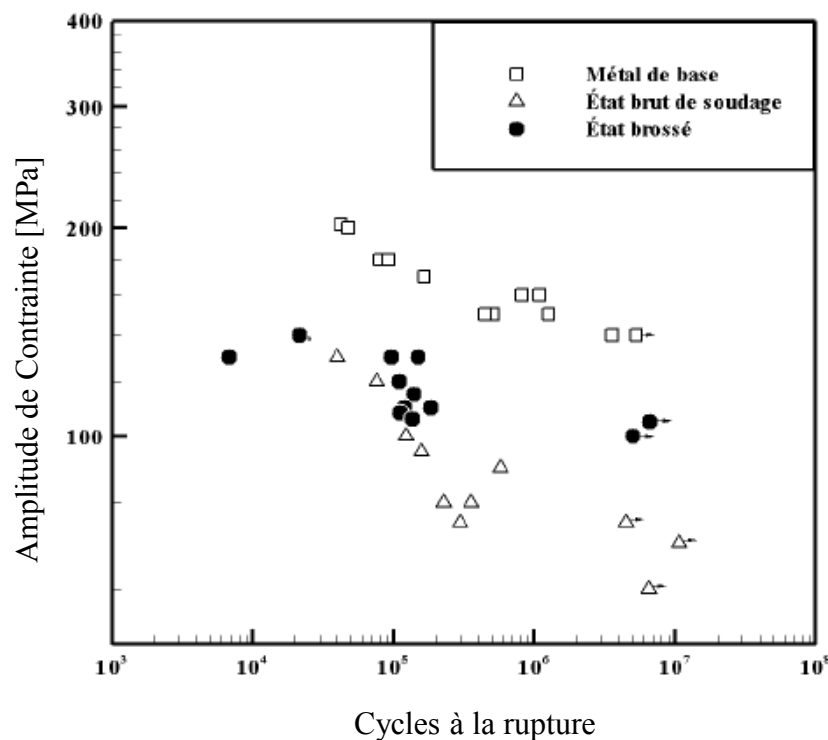


Figure 2-59: Courbes S-N des joints SFM en AA7075-T6 brossés et bruts soudés à 600 rpm et une vitesse d'avance de 10 mm/s (Gemme 2011).

2.7.3 Parachèvement par usinage

L'usinage des surfaces du joint élimine la présence des bavures, des sillons de l'outil et des défauts de type manque de pénétration, ce qui augmente le niveau de contrainte correspondant à 2×10^6 cycles des joints SFM de 35 MPa à 49 MPa (40 %) (Lomolino, Tovo et al. 2005). Okada, Suzuki et al. (2010) ont constaté que les fissures de fatigue des joints SFM usinés et polis des deux côtés s'initient à partir des cavités internes dans la zone du noyau.

Les essais de fatigue réalisés par Uematsu, Tokaji et al. (2009) sur des échantillons usinés des deux côtés du joint montrent que les joints SFM en AA5083-O et AA7075-T6 possèdent pratiquement la même limite d'endurance que le métal de base tandis que la limite d'endurance de AA1050-O et AA6061-T6 demeure environ 10 % inférieure à celle du métal de base (figure 2-60). Uematsu, Tokaji et al. (2009) attribuent une partie de l'amélioration de la résistance en fatigue d'AA7075-T6 au phénomène de vieillissement dynamique pendant l'essai de fatigue.

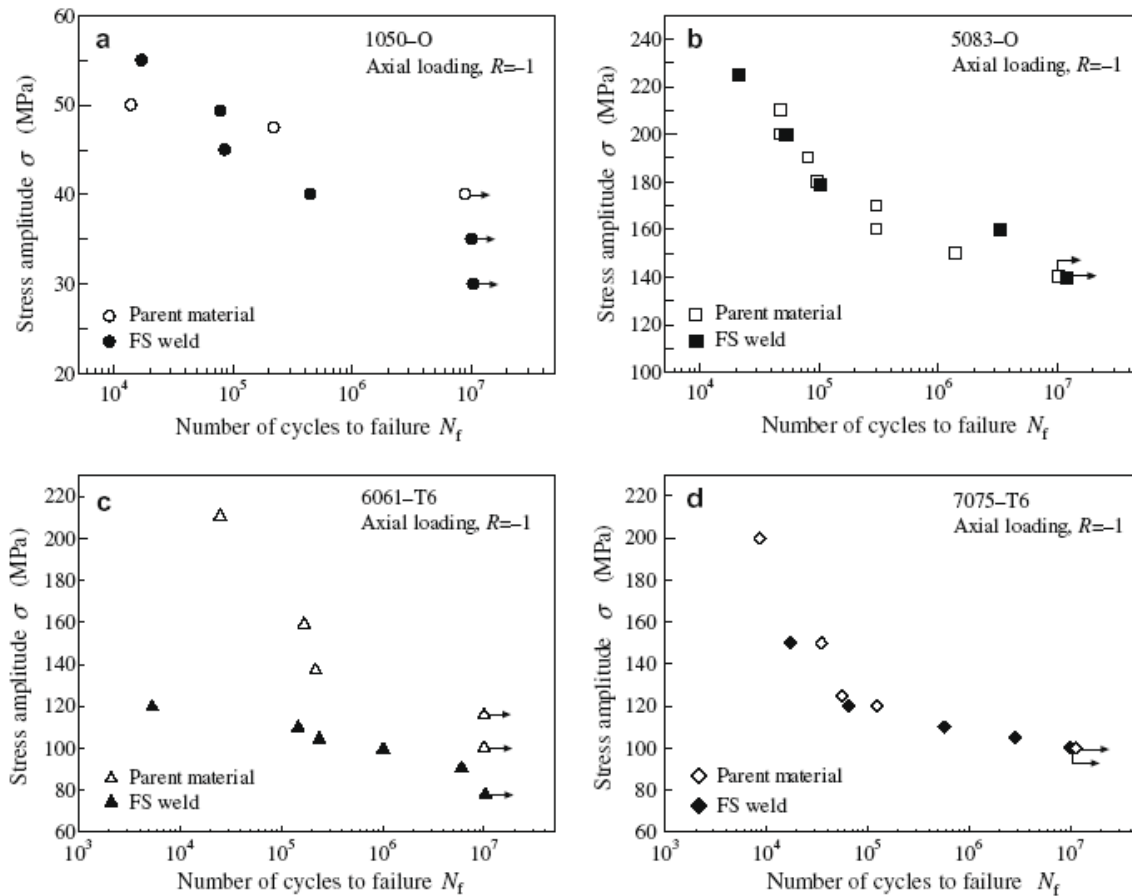


Figure 2-60: Résultats des essais de fatigue sur des échantillons SFM de 5 mm d'épaisseur usinés de deux côtés du joint (Uematsu, Tokaji et al. 2009).

Kainuma, Katsuki et al. (2008) ont étudié l'effet du fini de surface sur la vie en fatigue des échantillons SFM de 10 mm d'épaisseur en AA6005C en appliquant la charge à différents angles d'inclinaison par rapport au joint. Les résultats montrent que lorsque la charge est perpendiculaire au joint, les fissures s'amorcent dans le métal de base ou à partir de la ZAT peu importe si les échantillons sont usinés ou non. Lorsque la charge appliquée est à une inclinaison entre 30° et 90° par rapport au joint, la plupart des fissures s'amorcent dans les sillons de l'outil à la surface du joint des échantillons bruts de soudage tandis que les fissures s'amorcent dans le métal de base ou dans le joint des échantillons parachevés par usinage. Lorsque la charge est appliquée est parallèle au joint, les fissures de fatigue des échantillons bruts et usinés s'amorcent au milieu du joint dans les sillons laissés par l'outil.

D'après la revue bibliographique, il est clair que l'usinage améliore la résistance en fatigue : il permet d'éliminer les défauts à la racine et les concentrations des contraintes à la surface du joint. L'usinage du dessus d'une plaque épaisse peut être réalisé assez simplement alors que l'usinage du dessous est difficilement envisageable dans contexte industriel. Cependant, l'étude d'Uematsu, Tokaji et al. (2009) indique que les joints SFM en AA7075-T6 et AA5083-O possèdent les mêmes limites d'endurance que celles des métaux de base, tandis que celles des AA1050-O et AA6061-T6 sont de 10 % inférieures. L'effet de l'usinage se limite à l'état de surface du joint. Donc, il est possible que la résistance en fatigue des joints SFM après usinage soit proche de celle du métal de base à l'état O. L'effet de SFM ne se limite pas au fini de surface des alliages à durcissement structural. La zone du joint subit une baisse de dureté, conséquence du cycle thermique de soudage tel qu'expliqué à la section 2.5.2. Alors, il est difficile d'affirmer que l'usinage permet d'améliorer la résistance en fatigue des joints SFM en AA7075-T6 au même niveau que celle du métal de base.

2.7.4 Parachèvement par traitement thermique

Krishnan (2002) rapporte qu'après mise en solution à 540 °C pendant une heure suivie par un revenu à 175°C pendant 8 heures d'un joint SFM en AA6061 de 5 mm d'épaisseur, la taille de grains du métal de base n'a pas subi un changement notable, tandis que celle du joint est beaucoup plus grande qu'avant le traitement. Elangovan et Balasubramanian (2008b) ont étudié l'effet d'un traitement thermique de mise en solution à 530 °C pendant une heure, suivie par un vieillissement à 160 °C pendant 18 heures et celui d'un vieillissement direct après soudage à 160 °C pendant 18 heures sur la résistance en traction des joints SFM en AA6061-T6 de 6 mm d'épaisseur. Les résultats des essais de traction présentés au tableau 2-3 montrent que seul le vieillissement direct après soudage a permis d'améliorer la résistance en traction des joints soudés. L'étude ne présente pas une cartographie de la dureté, mais une étude exhaustive de la microstructure qui permet d'associer la réduction de la résistance à la traction après mise en solution à l'hétérogénéité de la grosseur et la distribution des précipités dans la zone du joint. Par contre, la taille de précipités est plus homogène et ils sont plus uniformément distribués dans les joints vieillis directement après soudage (Elangovan and Balasubramanian 2008b).

Feng, Chen et al. (2006) ont étudié l'effet de traitements thermiques sur la microstructure et la résistance à la traction des joints SFM en AA2219-O de 5 mm d'épaisseur. Trois températures de mise en solution ont été expérimentées, soit : 480 °C, 500 °C et 540 °C pendant 32 minutes, le tout suivi par vieillissement à 130 °C durant 9 heures. Les micrographies montrent que la taille de grains dans le joint augmente avec l'augmentation de la température de mise en solution (figure 2-61). Cependant, les résultats des essais de traction montrent que la résistance à la traction augmente avec l'augmentation de la température de mise en solution. La résistance la plus élevée correspond à la mise en solution à 540 °C. Cette valeur est de 410 MPa comparativement à 158 MPa à l'état brut du métal de base (état O) (Feng, Chen et al. 2006). Il faut noter que la température de mise en solution recommandée pour l'AA2219 est de 535 °C (Brooks 1991).

Tableau 2-3: Résultats des essais de traction des joints SFM en AA6061-T6 de 6 mm d'épaisseur : métal de base (BM), joints bruts de soudage (AW), mis en solution (ST), vieillis après mise en solution (STA) et vieillis directement après soudage (AG) (Elangovan and Balasubramanian 2008b).

Joins	Yield strength (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)	Joint efficiency (%)
BM	210	272	26	–
AW	110	180	15	66
ST	70	160	11	59
STA	90	170	13	63
AG	130	210	20	77

Après traitement thermique de mise en solution à 510 °C durant 2,5 heures d'un joint SFM en AA2024-T4 de 3 mm d'épaisseur, la taille de grains a subi une croissance semblable à celle présentée à la figure 2-61 c). Après vieillissement à 190 °C pendant 10 heures, la résistance à la traction a été de 345 MPa comparativement à 279 MPa pour les joints bruts de soudage. Cette augmentation de la résistance à la traction est accompagnée par une réduction de l'allongement à la rupture de 9 % à l'état brut de soudage à 6 % après traitement thermique (Aydın, Bayram et al. 2010).

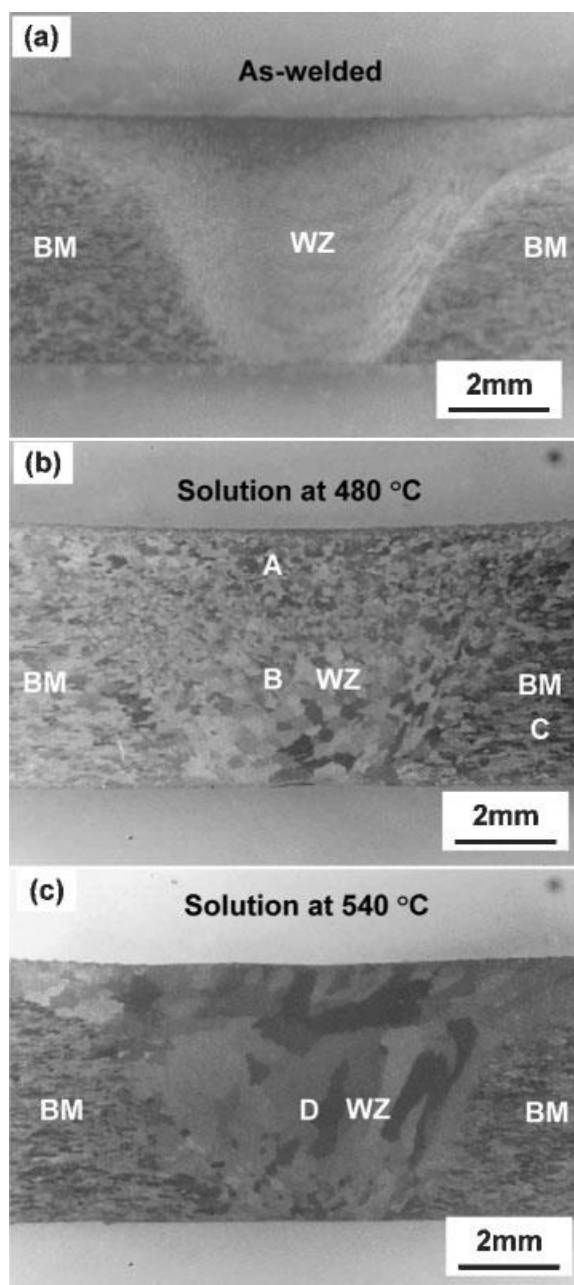


Figure 2-61: Macrostructure du joint SFM en AA2219-O de 5 mm d'épaisseur; (a) brut de soudage, (b) après mise en solution à 480 °C et (c) après mise en solution à 540 °C (Feng, Chen et al. 2006).

Nelson, Steel et al. (2001) rapportent qu'un traitement thermique de mise en solution à 482 °C pendant une heure, suivi par un vieillissement à 121 °C pendant 24 heures a été effectué sur des joints soudés en AA7075-O de 6 mm d'épaisseur dans le but de les amener à l'état T6. Le

traitement thermique a causé l'agrandissement de la taille des grains dans la partie supérieure du joint sur environ 100 μm de profondeur (figure 2-62). Il a permis aussi d'homogénéiser la dureté à travers le joint et d'améliorer la résistance à la traction à 538 MPa comparativement à 241 MPa à l'état O. Par contre, l'allongement à la rupture a connu une réduction de 4 % à l'état O à 1 % après traitement thermique.

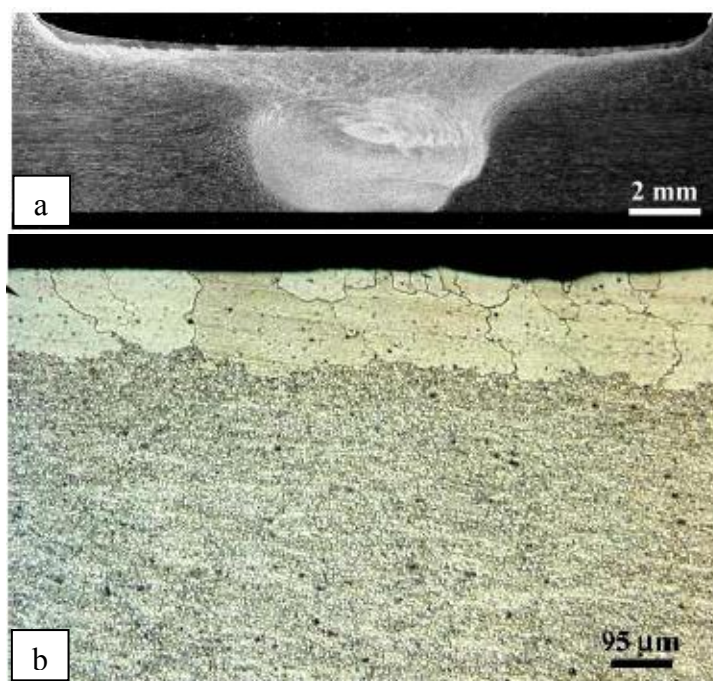


Figure 2-62: Coupe transversale d'un joint SFM en AA7075-O après traitement thermique à l'état T6; (a) macrographie du joint et (b) agrandissement dans la partie supérieure du joint (Nelson, Steel et al. 2001).

Charit et Mishra (2008) ont étudié l'effet des vitesses d'avance et de rotation sur la croissance anormale de la taille des grains, après mise en solution de joints SFM en AA7075 de 6,4 mm d'épaisseur à une température de 490 °C durant une heure. Leur étude démontre que la croissance anormale des grains est liée au rapport d'avance. Les métallographies indiquent que l'aire de la surface et l'emplacement de la zone de croissance anormale des grains changent avec le rapport d'avance (figure 2-63). L'étude ne permet pas d'établir une relation entre le rapport d'avance et la croissance anormale des grains. Les microstructures des rapports d'avance 25,4/300 et 50,8/600 (0,085 mm/révolution) sont totalement différentes. Une grande différence est aussi observable sur ceux de 25,4/400 et 50,8/800 (0,064 mm/révolution). Charit et Mishra (2008)

concluent qu'une soudure dans laquelle on retrouve des régions voisines mais avec des microstructures très différentes sera plus susceptible à la croissance anormale des grains et ils ont établi une zone opératoire où la croissance anormale n'a pas eu lieu (figure 2-64).

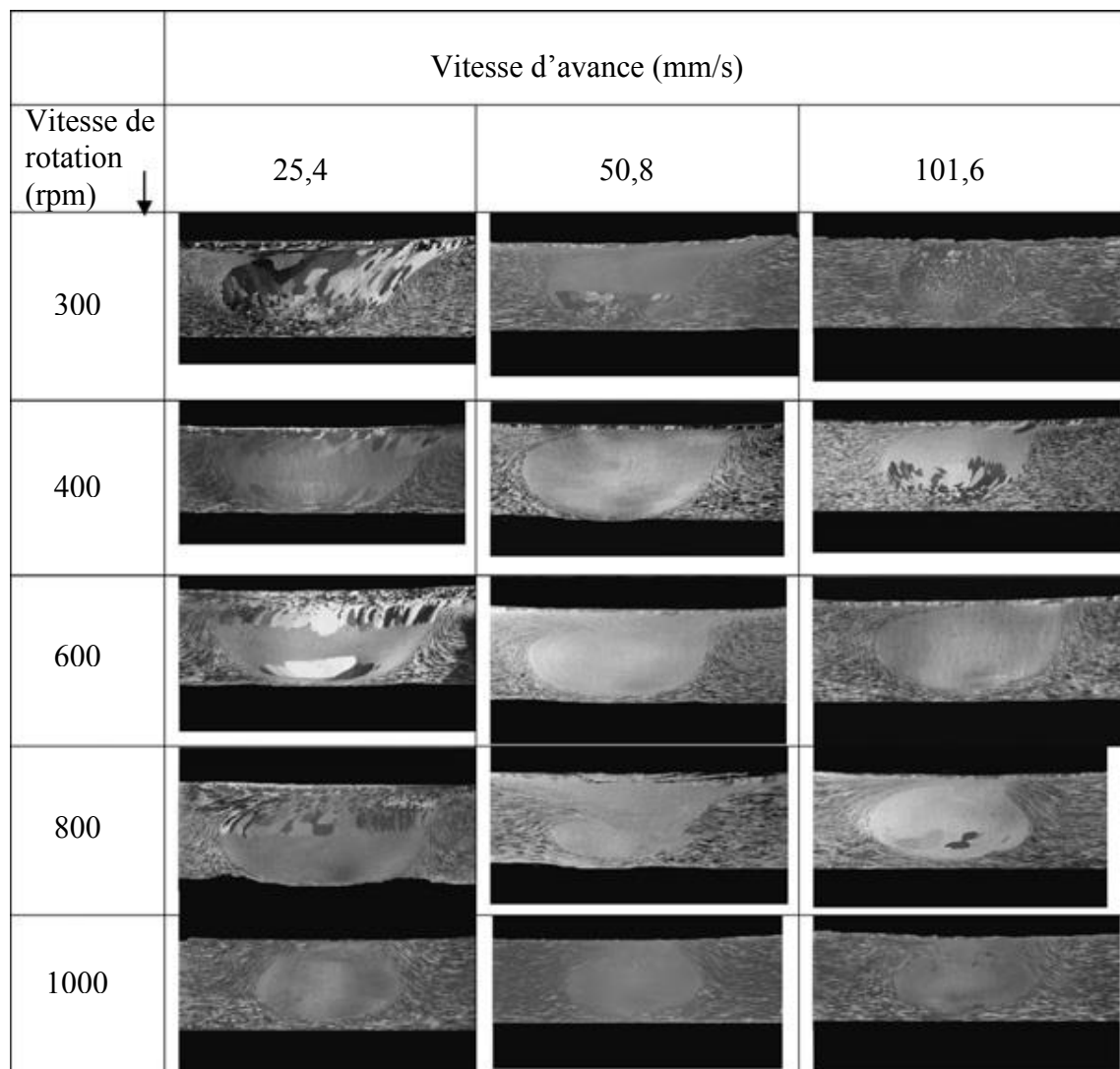


Figure 2-63: Coupes transversales de joints SFM en AA7075 après mise en solution à 490 °C pendant 1 heure (Charit and Mishra 2008).

Goloborodko, Ito et al. (2004) ont étudié l'effet de la température de mise en solution sur la microstructure des joints SFM en AA7075-T6 de 3 mm d'épaisseur soudés à une vitesse de rotation de 1500 rpm et une vitesse d'avance de 300 mm/min (rapport d'avance de 0,2 mm /révolution). Les micrographies présentées dans cette étude révèlent que le maintien des joints

soudés durant 30 minutes à une température de 350 °C, 400 °C, et 450 °C n'a pas causé un changement notable de la taille des grains dans la zone du joint. Par contre, après une mise en solution à une température de 500 °C, un grain d'environ 3 mm de longueur et 1 mm de largeur est apparu au fond du joint (figure 2-65).

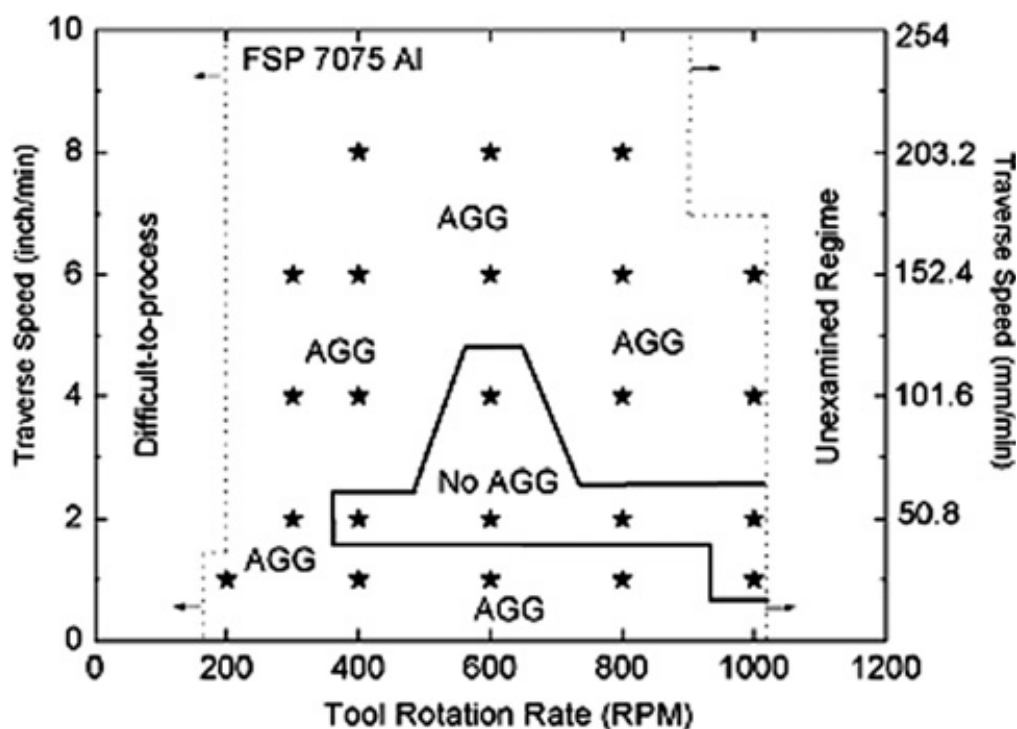


Figure 2-64: Carte définissant la zone opératoire sans occurrence de croissance anormale de grain (No AGG) (Charit and Mishra 2008).

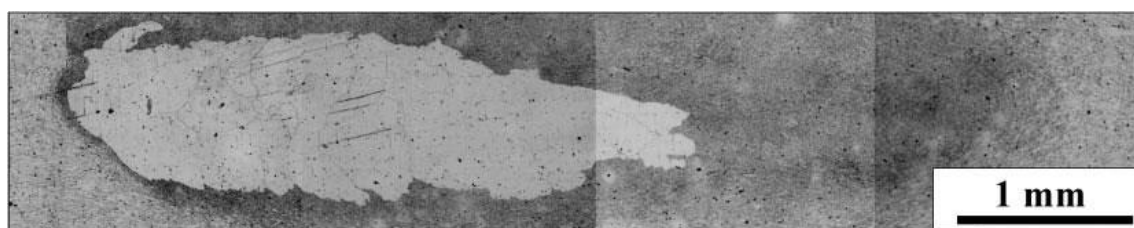


Figure 2-65: Coupe transversale d'un joint SFM en AA7075-T6 de 3 mm d'épaisseur soudé à une vitesse de rotation de 1500 rpm et une vitesse d'avance de 300 mm/min après une mise en solution à une température de 500 °C pendant 30 minutes (Goloborodko, Ito et al. 2004).

Ericsson et Sandstrom (2003) ont comparé la résistance en fatigue des joints soudés en AA6082-T6 bruts de soudage à celle des joints du même alliage soudés à l'état T4 et vieillis directement après soudage à 180 °C pour une durée de 7 heures. Les résultats des essais de fatigue montrent que la résistance des deux types de joints est pratiquement la même (Ericsson and Sandstrom 2003) (figure 2-66). Le vieillissement direct (sans mise en solution durant le soudage). Cependant, il ne permet pas d'augmenter la dureté de la ZAT où il y a eu survieillissement. Cette zone demeure alors l'endroit critique. Mahoney, Rhodes et al. (1998) rapportent que le vieillissement à 121 °C pendant 24 heures après soudage des joints SFM en AA7075-T6 n'a pas amélioré la limite d'élasticité. Par contre, il a réduit la résistance à la traction de 525 MPa à 496 MPa et l'allongement à la rupture de 15 % à 2,5 %. Ainsi, si le vieillissement directement après soudage ne permet pas d'améliorer la résistance à la traction des joints SFM, il est normal qu'il n'améliore pas non plus leur résistance en fatigue.

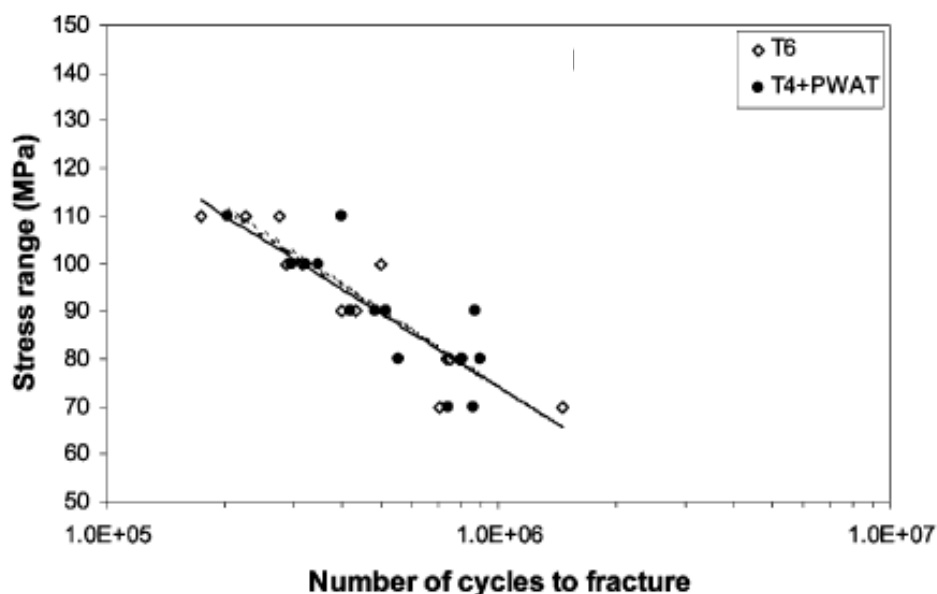


Figure 2-66: Résultats des essais de fatigue des joints soudés en AA6082 de 4 mm d'épaisseur soudés à l'état T6 vs des joints soudés à l'état T4 suivi par un vieillissement à 180 °C pendant 7 heures (Ericsson and Sandstrom 2003).

Le traitement thermique de mise en solution, suivi d'un vieillissement des joints SFM en alliages d'aluminium à durcissement structural, permet de remonter la dureté dans la zone du joint et, en

particulier, dans la ZAT. Il permet ainsi d'améliorer leurs propriétés mécaniques. Aydın, H., A. Bayram, et al. (2010) rapportent que la limite d'élasticité et la résistance à la traction des joints SFM en AA2024-T4 ont augmentées de 66 MPa (23 %) et de 41 MPa (10,5 %) respectivement après traitement thermique à l'état T6. Cependant, il cause parfois une réduction importante de l'allongement à la rupture, tel que rapporté par Nelson, Steel et al. (2001) (de 4 % à 1 %). Selon Mahoney, Rhodes et al. (1998), la réduction de l'allongement à la rupture des joints SFM en AA7075-T6 après traitement thermique est causée par la présence d'une zone où il y a absence de précipités. L'allongement à la rupture est restreint dans cette zone.

La température de mise en solution et le rapport d'avance influencent la taille des grains des joints SFM. Une croissance anormale des grains est parfois observée dans la zone du joint. Ce phénomène a été observé sur différents alliages d'aluminium. La revue bibliographique traitant ce sujet n'a pas permis de déterminer exactement la cause fondamentale de ce phénomène. Ceci est dû principalement au manque de données sur la géométrie de l'outil, la force verticale et l'angle d'inclinaison utilisés. Cependant, l'analyse des micrographies des joints SFM en AA7075 présentées dans les études de Charit et Mishra (2008) et de Goloborodko, Ito et al. (2004) indique que, pour certains rapports d'avance, la croissance anormale des grains dans la zone du joint peut avoir lieu lorsque les joints SFM sont exposés à une température au-dessus de 450 °C.

Attallah et Salem (2005) ont conclu que la réduction de l'énergie de soudage favorise la croissance anormale de grains. Cependant Hassan, Norman et al. (2003) ont établi une relation entre l'énergie de soudage et la taille de grains après traitement thermique de mise en solution. Ils constatent que lorsque l'énergie de soudage est faible, la taille de grains recristallisés est très petite et que ces derniers ne sont pas stabilisés par la présence des particules solides comme les Al_3Zr qui sont présentes dans les alliages d'aluminium de la série 7000. Lors de mise en solution, la croissance anormale de grains est encouragée par les précipités solubles qui augmentent la sensibilité à la vitesse de chauffage. Par contre, lorsque l'énergie de soudage est élevée, la taille de grains dans le noyau est relativement plus grande que celle des particules solides et les précipités sont moins présents. Ainsi, la croissance anormale de grains dans la zone du noyau est moins sensible à la vitesse de chauffage durant le traitement thermique. Cependant, après mise en solution les grains sont d'une dimension à l'échelle du mm.

2.8 Synthèse de la revue bibliographique

Le soudage par friction-malaxage est un procédé de soudage à l'état solide qui permet de souder les alliages d'aluminium qui sont pratiquement non soudables par les procédés de soudage avec fusion de métal de base. Il permet de d'obtenir plusieurs types de soudures : bout à bout, en recouvrement, en T, etc. Le SFM se présente comme une alternative potentielle au rivetage pour l'assemblage des structures d'aéronefs, ce qui représente une réduction des coûts de fabrication et d'opération. Cependant, des facteurs tels que l'insuffisance de la connaissance du comportement en fatigue des joints SFM et de la déformation de l'assemblage empêchent l'utilisation de ce procédé à grande échelle dans la construction d'aéronefs.

En pratique, les courbes S-N tracées à partir des essais de fatigue sur des échantillons contrôlés sont utilisées pour déterminer la vie en fatigue des assemblages. Les contraintes résiduelles ont été largement étudiées, mais la revue bibliographique n'a pas permis de trouver une recherche qui fait le lien entre les contraintes résiduelles dans les plaques brutes de soudage et les performances en fatigue. Il est important de comparer l'état des contraintes résiduelles des plaques soudées à celles des échantillons de fatigue afin d'éviter la surestimation de la résistance en fatigue des assemblages soudés.

Plusieurs recherches ont été faites pour étudier les comportements en fatigue des joints SFM. Les sites d'amorçage des fissures de fatigue les plus rapportés dans la littérature sont les bavures et les sillons à la surface du joint, les défauts du type manque de liaison et zigzag à la racine du joint et les cavités à l'intérieur du joint. Plusieurs techniques ont été utilisées pour réduire la sévérité ou éliminer les défauts du SFM. Le brossage est une de méthodes de parachèvement des joints SFM. Il reste à évaluer si un brossage efficace permet de diminuer la sévérité de la concentration de contrainte en bordure du joint et ainsi d'améliorer la résistance en fatigue.

Des techniques de galetage sont aussi utilisées pour réduire la rugosité de la surface, pour écrouir le matériau et/ou induire des contraintes résiduelles en compression dans la zone du joint. Ces techniques permettent aussi de réduire la distorsion. Cependant, l'effet du galetage sur la résistance en fatigue reste à évaluer.

L'usinage de la surface du joint permet d'éliminer la faiblesse mécanique, sans toutefois affecter la faiblesse métallurgique causée par la présence des puits de dureté dans la ZAT. Des recherches démontrent que l'usinage a permis d'améliorer la résistance en fatigue de joints SFM de 5 mm et 10 mm d'épaisseur. L'effet de l'usinage de la surface des joints minces (de moins de 3 mm d'épaisseur) reste à évaluer.

Le traitement thermique permet de réduire les contraintes résiduelles et améliore parfois la résistance à la traction des joints SFM. Un traitement thermique de mise en solution et revenu permet de remonter la dureté des joints SFM en alliages à durcissement structural. La combinaison de parachèvement par brossage et traitement thermique pourrait à la fois éliminer la faiblesse mécanique en surface et la faiblesse métallurgique dans la ZAT. Il est donc important d'évaluer l'effet de cette combinaison sur la résistance en fatigue des joints SFM.

La revue bibliographique a permis d'identifier l'insuffisance de connaissances déjà mentionnés ci-dessus pour pouvoir utiliser le SFM à grande échelle dans la construction des aéronefs. Ainsi, il est nécessaire d'évaluer l'effet des contraintes résiduelles et des techniques de parachèvement sur la résistance en fatigue des joints SFM en tôles minces.

L'objectif de cette recherche est de combler certains manques d'informations nécessaires pour utiliser le SFM dans la construction des aéronefs. Cette étude est consacrée à l'évaluation de l'effet de quatre techniques de parachèvement sur la résistance en fatigue des joints SFM bout à bout: le brossage, le galetage, l'usinage et le traitement thermique après brossage. Les contraintes résiduelles seront aussi évaluées sur une plaque brute de soudage et sur des échantillons de fatigue bruts et parachevés par brossage afin d'évaluer l'évolution des contraintes résiduelles dans la zone du joint après l'usinage des échantillons de fatigue. La tôle d'aluminium de la nuance 7075-T6 a été choisie pour garder cette étude dans la continuité de la recherche effectuée par Gemme (2011).

3. TECHNIQUES EXPÉRIMENTALES

3.1. Fabrication des joints soudés

La présente étude étant dans la continuité de l'étude faite par Gemme (2011) et portant sur les mêmes alliages d'aluminium et les mêmes épaisseurs, les paramètres de soudage optimaux identifiés par Gemme, soit une vitesse de rotation de 1200 rpm et une vitesse d'avance de 10 mm/s, ont été utilisés comme point de départ pour la réalisation des joints soudés. Cette combinaison de paramètres a permis à Gemme de produire des joints soudés exempts de défauts de type manque de fusion et couche d'oxydes résiduels, tout en offrant à la fois une bonne productivité et une bonne performance en fatigue. Il a néanmoins été nécessaire d'optimiser la force verticale appliquée par l'outil de soudage comme première étape de la présente étude.

Pour atteindre les objectifs fixés, une matrice d'essais de fatigue a été établie afin de couvrir tous les cas de figure à étudier. Le tableau 3-1 montre la matrice d'essais. Dans certains cas, deux courbes de fatigue sont nécessaires pour évaluer l'effet de la vitesse d'avance du brossage et du galetage par dessus et par dessous du joint (galetage direct ou après brossage). Une fois la force verticale optimisée, la totalité des 20 plaques nécessaires pour couvrir la matrice d'essais sera produite selon les mêmes paramètres de soudage. La caractérisation des joints SFM porte sur l'évaluation des contraintes résiduelles, la micrographie du joint, le manque de planéité du joint avant et après parachèvement par galetage ainsi que les propriétés mécaniques en traction et en fatigue. Deux échantillons de traction et six échantillons de fatigue seront prélevés de chaque plaque soudée. Ainsi, quatre essais de traction seront faits pour chaque cas de figure. Les essais de fatigue seront faits en appliquant des contraintes qui permettent d'avoir une durée de vie entre 10^4 et 10^7 cycles. Les courbes de S-N seront comparées afin de déterminer l'effet de chaque type de traitement.

Tableau 3-1: Matrice des essais de fatigue.

Condition	Nombre de courbes S-N
Métal de base	1
Joints bruts de soudage	1
Joints usinés par rectification	1
Joints brossés	2
Joints galetés	2
Joints brossés puis galetés	2
Joints brossés puis soumis à traitement thermique	1

3.1.1. Caractéristiques de l'alliage 7075

La teneur du zinc (l'élément d'addition principal de cet alliage) varie de 5,1 à 6,1 %. Le zinc est très soluble dans l'aluminium. Seul, il n'exerce pas une influence appréciable sur la microstructure. Dans l'AA7075, l'addition de magnésium est faite pour provoquer le durcissement structural via la formation de précipités intermétalliques appelés zones de Guinier-Preston (GP) du composé $MgZn_2$ (Davis 1993a). Le tableau 3-2 montre les éléments d'addition présents dans l'AA7075.

Tableau 3-2: Éléments d'addition en pourcentage massique dans l'AA7075 utilisé dans cette étude et valeurs minimales et maximales selon la norme UNS97075.

Élément	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	V	Zr
Cette étude	0,09	0,17	1,60	0,03	2,50	0,20	5,70	0,04	0,01	0,01
Min	0,00	0,00	1,20	0,00	2,10	0,18	5,10	0,00	0,00	0,00
Max	0,40	0,50	2,00	0,30	2,90	0,28	6,10	0,20	0,05	0,05

Le traitement thermique implique une mise en solution à une température entre 465°C et 480°C, refroidissement au dessous de 200°C en 5 à 20 secondes et revenu. La température de revenu des alliages de la série 7000 varie entre la température ambiante et 160°C (Dorlot 1995). Cependant, l'AA7075 n'atteint jamais la condition d'équilibre par vieillissement naturel. Ainsi, il n'est jamais utilisé dans cette condition. La température de revenu recommandée pour l'état T6 est 120°C (Bray 1990).

3.1.2. Préparation des plaques à souder

Des plaques de 10,5 cm de largeur et 40 cm de longueur ont été découpées par un ciseau industriel d'une tôle en AA7075-T6 de 2,3 mm d'épaisseur. La longueur de plaque a été orientée dans la direction du laminage afin que le joint soudé soit aussi dans la direction du laminage. Pour éliminer les déformations induites par le ciseau, les plaques ont dans une deuxième étape été usinées sur une fraiseuse sur les deux côtés selon la longueur à une dimension finale de 10 cm de largeur et 40 cm de longueur. Ces étapes ont permis d'avoir des plaques exemptes de déformations aux extrémités ce qui permet d'obtenir des joints uniformes.

La composition chimique du lot transmis par le fournisseur est présentée au tableau 3-2. Le tableau présente aussi les teneurs minimales et maximales de chaque élément d'addition de l'AA7075 selon la norme UNS 97075.

3.1.3. Soudage des plaques

Le soudage des plaques SFM a été réalisé sur une machine MTS I-STIR PDS (Process Development System) au CNRC. Les plaques à souder ont été préalablement frottées à l'aide d'une éponge abrasive afin d'enlever la couche d'oxyde de quelques microns d'épaisseur de chaque côté du joint sur environ 1 cm de largeur. Ensuite, elles ont été nettoyées à l'aide de papier imbibé d'éthanol. Cet exercice est fait environ 2 minutes avant le soudage afin de garder le joint le plus propre possible et d'empêcher que la couche d'oxyde ne se recrée entretemps.

Deux plaques de 2,3 mm d'épaisseur sont installées bout à bout dans le sens de la longueur sur une plaque de support en acier de 5 cm d'épaisseur fixée rigidement à la machine. La plaque de support possède une dénivellation d'environ 3 mm de hauteur. Cette dénivellation est placée parfaitement parallèle à l'axe Y de la machine (parallèle à la direction longitudinale du joint). Le long côté d'une des plaques est adossé à cette dénivellation afin de garder le joint sur la trajectoire de l'outil en suivant une position constante sur l'axe Y de la machine. Des profilés en L et des serres ont été utilisés pour brider les tôles sur la plaque de support (figure 3-1). La distance entre les profilés et le milieu du joint est la même des deux côtés du joint. Cette distance

est établie pour laisser environ 5 mm de jeu entre l'outil et les profilés de fixation afin d'éviter une collision entre les deux.

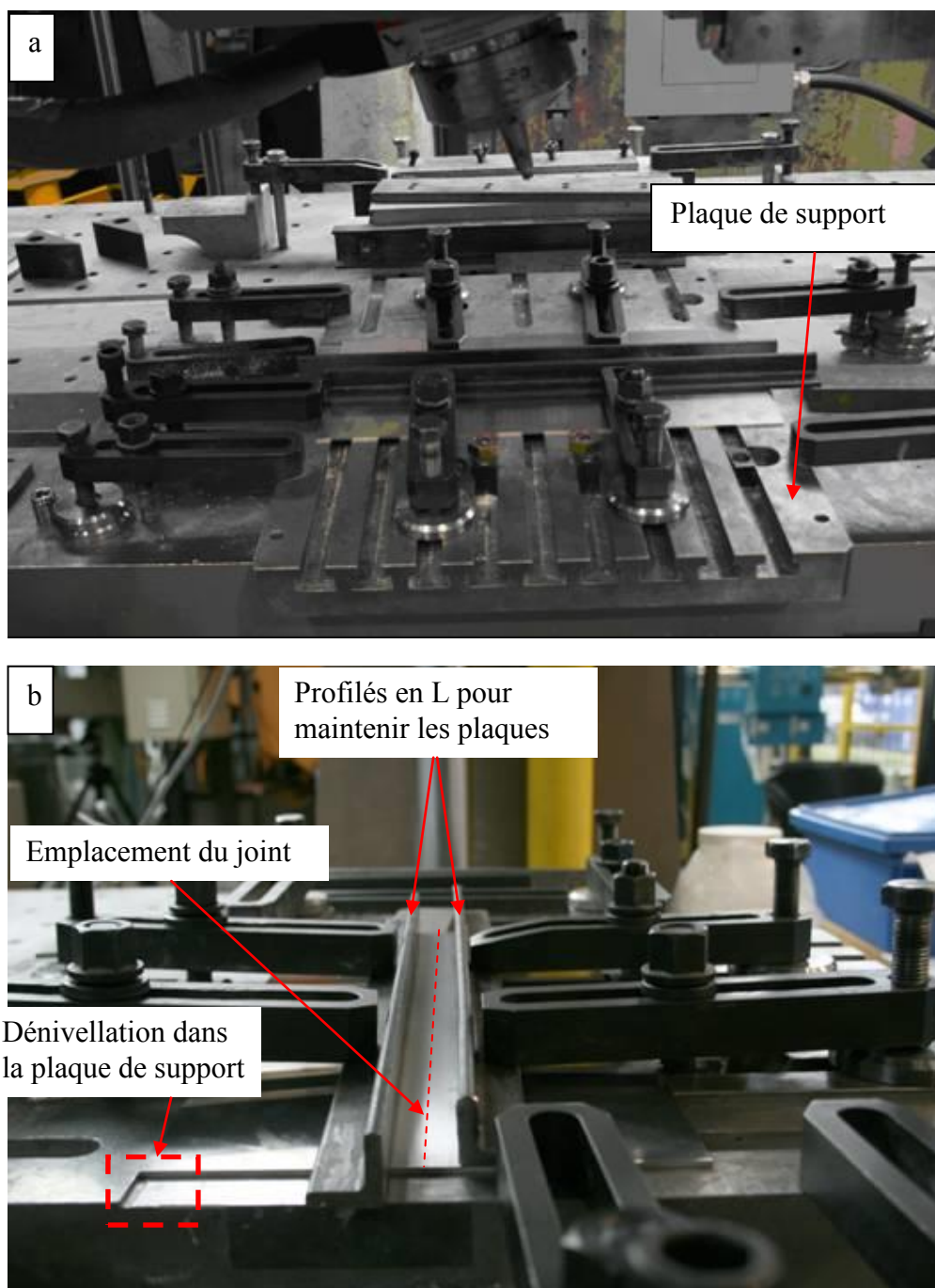


Figure 3-1: Photos du montage sur la machine MTS I-STIR PDS. (a) vue globale avec l'outil au-dessus du joint, (b) vue mettant en évidence les profilés et le joint au milieu avant le soudage.

3.1.4. Choix de la géométrie de l'outil

L'outil de soudage à pion rétractable utilisé par Gemme et permettant de fermer le trou laissé par l'outil à la fin du joint et de modifier rapidement la longueur du pion devait initialement être utilisé pour toute la durée des essais. Cependant, cet outil a rapidement montré une instabilité et une fragilité qui empêchait son utilisation en mode production. Le pion se brisait après chaque 40 à 60 cm de soudage. L'outil à pion rétractable a par conséquent été remplacé par un outil à pion fixe possédant les mêmes dimensions caractéristiques que l'outil à pion rétractable utilisé par Gemme tout en offrant plus de robustesse et de constance à l'usage.

La concentricité de l'outil a été ajustée à moins de 0,076 mm lors du montage. Cette étape d'ajustement est nécessaire pour que la rotation de l'outil demeure le plus possible autour de son axe au lieu d'être orbitale autour de l'axe de la machine, permettant ainsi de réduire la possibilité d'écrasement des bourrelets de soudage par l'épaule de l'outil et de minimiser la charge sur le pion pour améliorer sa durabilité.

L'outil à pion fixe a été usiné pour être légèrement concave et pour avoir un épaulement de 10 mm de diamètre. Le pion est lisse (non fileté) et il est de 3,2 mm de diamètre et 2,05 mm de longueur (figure 3-2). Cette longueur a été établie après plusieurs essais afin de déterminer la longueur minimale qui permet de réaliser une soudure exempte de défauts à la racine du joint et suffisamment courte pour réduire les risques que le pion entre en contact avec la plaque de support au-dessous des tôles. Durant cette partie expérimentale, plusieurs macrographies ont été effectuées pour s'assurer d'une liaison complète à travers l'épaisseur des tôles. Des essais de pliage ont été réalisés pour vérifier l'intégrité du joint.

L'outil à pion fixe est beaucoup plus robuste que l'outil à pion rétractable. Il était possible de réaliser plus de 10 mètres de soudure avec le même outil sans que le pion ne se brise. Une fois le pion brisé, il était possible d'usiner le même outil pour le réutiliser de nouveau. Le ré-usinage de l'outil est réalisable en moins de 5 minutes.

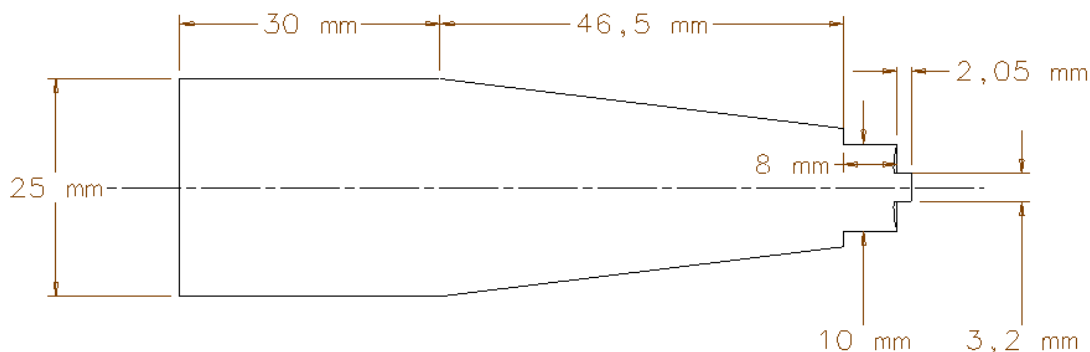


Figure 3-2: Outil utilisé pour le soudage des échantillons SFM.

3.1.5. Optimisation de la force verticale

Le plan expérimental a débuté par l'optimisation de la force pour une vitesse de rotation de 1200 rpm et une vitesse d'avance de 10 mm/s. Le but de cet exercice est de déterminer la force nécessaire afin de minimiser la quantité du métal expulsé et la hauteur des bourrelets. La force doit cependant être assez élevée pour s'assurer que le joint est exempt de défaut tel que le manque de pénétration et la ligne d'oxyde.

Des essais préliminaires ont été effectués afin d'établir une relation entre la pénétration de l'outil et la force appliquée afin d'éviter un contact entre le pion et la plaque de support. Les essais ont démontré que les forces de 8 kN et 10,5 kN correspondent à une pénétration de l'épaule de 0,1 et 0,2 mm respectivement.

Afin de déterminer la force verticale minimale, le premier essai a été réalisé en appliquant une force de 8 kN. Les essais subséquents ont été réalisés en augmentant de 1 kN à la fois. L'état de la surface du joint était le premier critère de validation de la force (bavure, déchirement superficiel et hauteur des bourrelets de chaque côté du joint) (figure 3-3). Le pliage a été le critère principal pour conclure sur la validité de la force appliquée.

Le pliage a été réalisé en deux étapes; la première étape consiste à plier l'échantillon jusqu'à environ 120° autour d'un cylindre de 25 mm de diamètre à l'aide d'équipement conçu spécialement pour cet exercice (figure 3-4). L'équipement permettait le pliage uniquement

jusqu'à 120° alors que la norme est de 180° (ASTM E190), alors le reste devait être fait à la main pour s'assurer de la bonne qualité du joint (figure 3-5).

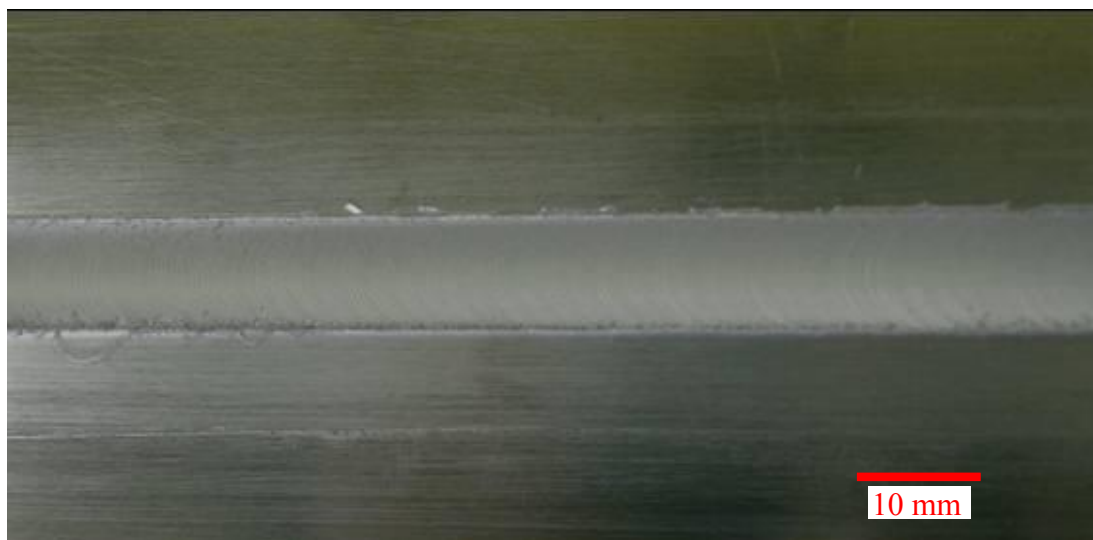


Figure 3-3: Joint soudé à une vitesse de rotation de 1200 rpm, une vitesse d'avance de 10 mm/s et une force verticale de 11 kN.

Les échantillons réalisés en appliquant une force de 10 kN et moins n'ont pas passé l'essai de pliage sans être cassés au milieu du joint. Les échantillons cassent avant que l'angle de pliage n'atteigne 90°. Les échantillons réalisés en appliquant une force verticale de 11 kN ont passé l'essai de pliage avec succès. Il était même possible de les plier plus que le métal de base avant qu'ils montrent une fissuration à la racine du joint. La figure 3-6 montre les échantillons soudés après pliage jusqu'à ce que les deux côtés de l'échantillon se touchent (pliage au maximum possible). Aucune fissuration n'a eu lieu lors du pliage sur le gabarit autour de l'axe de 25 mm jusqu'à un angle de 120°. Par contre, une fois que le pliage est au maximum, une fissure est apparue à la racine du joint. Les échantillons du métal de base ont démontré un comportement similaire (figure 3-7). Cependant, les essais de pliage ne respectent pas la norme ASM appropriée (ASM E 190). Selon la norme, l'essai de pliage se fait sur un équipement spécialisé où l'échantillon est plié à 180 degrés (forme finale en U). Le rayon de courbure prévu au fond d'un échantillon de 3,2 mm d'épaisseur est de 27 mm. Ainsi, on peut conclure que les conditions des essais de pliage utilisés dans le présent travail de recherche sont plus sévères que celles de la

norme. Les rayons de courbure des échantillons soudés varient entre 3 et 4 mm. Après pliage à la main cette dimension est de loin inférieure à celle prévue par la norme. Il faut noter que le rayon de courbure de l'échantillon de métal de base est aussi plus petit que prévu. Il mesure approximativement 8 mm.

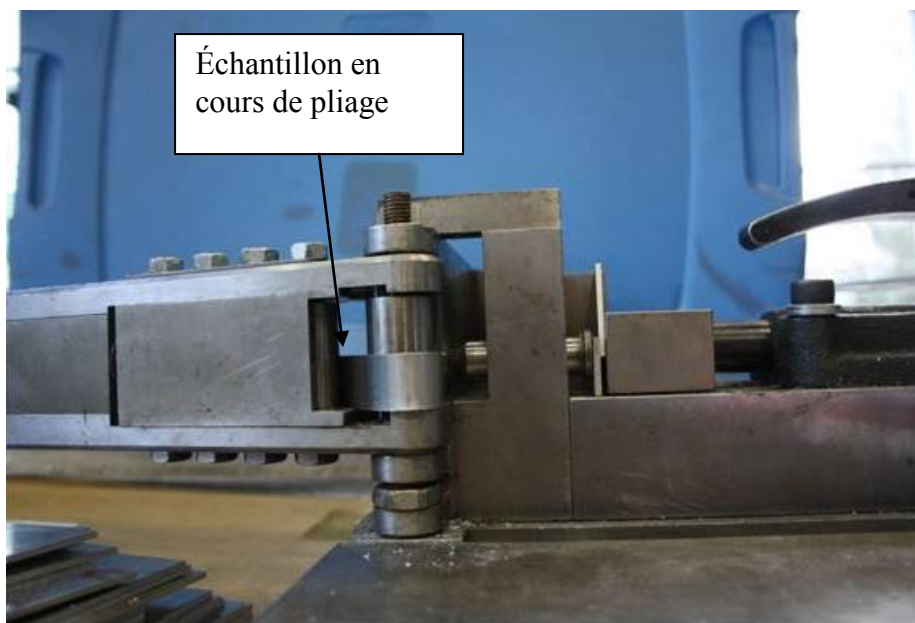


Figure 3-4: Gabarit utilisé pour les essais de pliage.

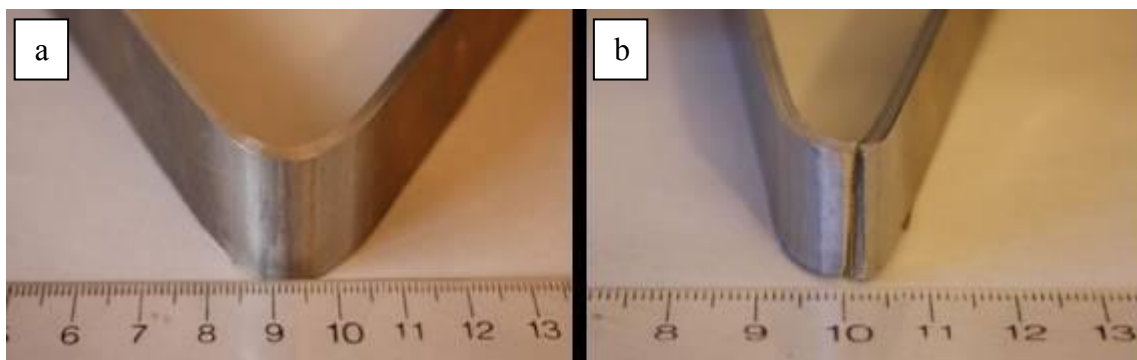


Figure 3-5: Échantillons pliés, (a) après pliage sur le gabarit, (b) après pliage à la main jusqu'à la rupture.



Figure 3-6: Essais de pliage des échantillons soudés avec une force verticale de 11 kN, une vitesse de rotation 1200 rpm et une vitesse d'avance de 10 mm/s.



Figure 3-7: Essai de pliage d'un échantillon de métal de base.

Les essais ont révélé que la force de 11 kN est la valeur minimale qui permet de réaliser des joints dont le fini de surface est acceptable et qui passent les essais de pliage avec succès. Un

liquide pénétrant a été appliqué à la racine du joint pour s'assurer qu'il n'y a pas de fissures qui débouchent sur la surface de la plaque (figure 3-8). L'inspection n'a pas démontré d'anomalie à la racine du joint.

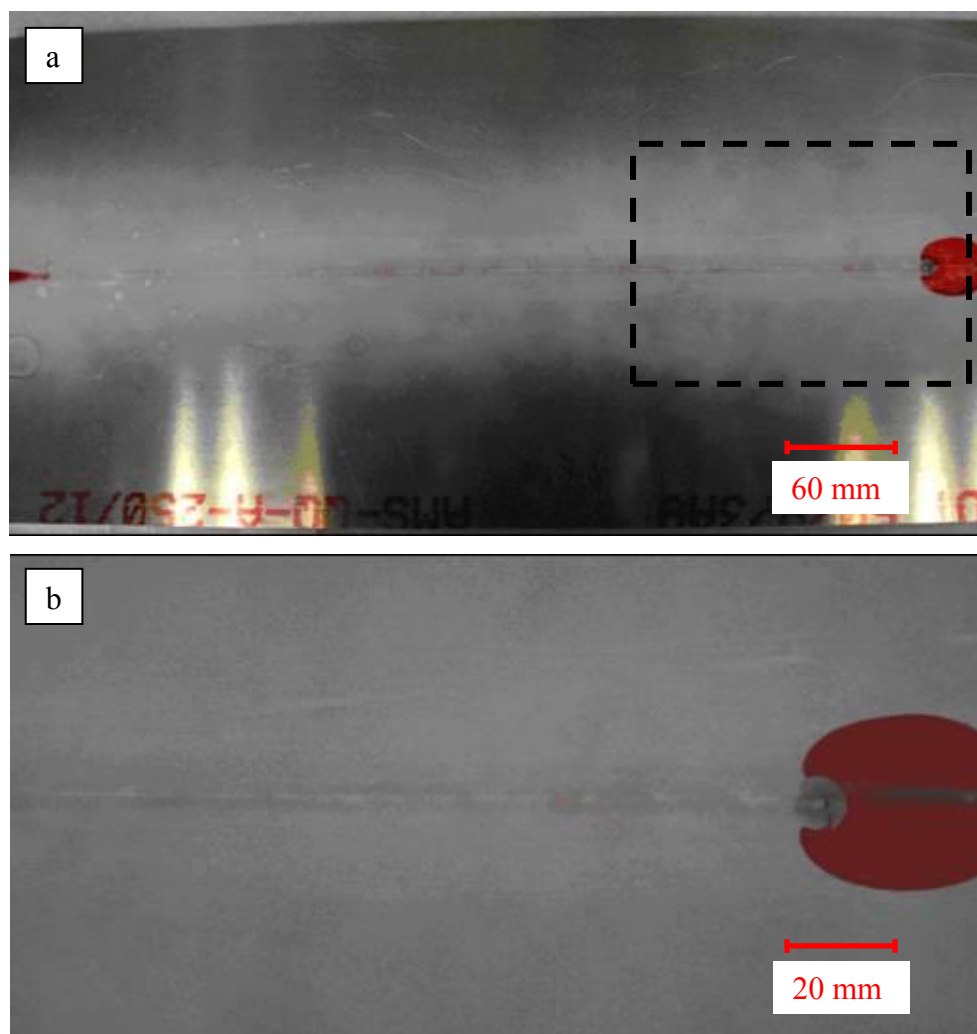


Figure 3-8: (a) Inspection par liquide pénétrant de l'échantillon soudé en appliquant une force verticale de 11 kN. (b) Élargissement de la partie du joint à l'extrémité non soudée de la plaque.

3.1.6. Réalisation des joints

Les 20 plaques nécessaires aux étapes de caractérisation du projet ont été soudées en gardant exactement le même montage et les mêmes paramètres de soudage, préalablement validés par essais de pliage et inspection par liquide pénétrant.

Les premiers deux centimètres du joint ont été réalisés en contrôlant la position de l'outil afin d'atteindre un équilibre entre la chaleur induite par l'outil et la chaleur dissipée par convection avec l'air et par conduction à travers les tôles à souder, l'outil et la plaque de support. Cette caractéristique est similaire au temps nécessaire pour la stabilité de l'arc lors de soudage par fusion. Les principales étapes du programme utilisé lors du soudage sont les suivantes:

- Positionner l'outil au dessus des plaques au début du joint
- Incliner l'outil de 3 degrés
- Lancer la rotation de la tête de la machine à 1200 rpm
- Plonger l'outil de 2,1 mm à une vitesse de 0,1 mm/s
- Attendre 2 secondes. Ce délai est nécessaire pour assurer un équilibre thermique
- Lancer le déplacement de l'outil en position contrôlée pour le premier 20 mm à une vitesse d'avance de 10 mm/s. Ceci permet d'éviter que l'outil ne pénètre trop après le temps d'attente de 2 secondes au début du joint
- Passer en mode force contrôlée en appliquant une force verticale de 11 kN et avec un déplacement horizontal à une vitesse d'avance de 10 mm/s pour le reste du joint. L'application d'une force supérieure à 11 kN risque de provoquer le contact de l'extrémité de l'outil avec la plaque de support
- Remonter l'outil à la fin du joint et arrêter la machine

Durant le soudage, les paramètres de la machine ont été enregistrés à une fréquence de 36 Hz. L'analyse de la réponse de la force verticale de la machine permet de déduire que la force verticale augmente à environ 10,5 kN sur le premier 20 mm du joint (figure 3-9). Ceci peut être expliqué par la diminution du coefficient de frottement dans cette partie du joint. Cet effet est surtout visible sur les premiers 10 mm du joint où la force appliquée passe d'environ 8,4 kN à 10 kN.

Le couple appliqué par la machine durant la plongée permet de conclure que celui appliqué par la machine durant la plongée atteint une valeur maximale d'environ 12 Nm puis baisse rapidement vers environ 2 Nm. Ceci est lié à l'augmentation de la température pendant le temps d'attente. Le couple diminue avec la baisse de la contrainte d'écoulement du métal. En phase d'attente en contact collant, le couple varie en fonction de la contrainte d'écoulement suivant la formule :

$$C\omega = \int_{\Omega} \sigma_0 \dot{\varepsilon} d\Omega \quad (3-1)$$

où C est le couple, ω est la vitesse de rotation de l'outil, σ_0 est la contrainte d'écoulement du matériau, $\dot{\varepsilon}$ est la vitesse de déformation généralisée, et Ω est le volume déformé (Gemme 2011). Quant à la phase d'avance, le couple s'est stabilisé après les premiers 20 mm de soudage (figure 3-10). La fluctuation des valeurs de la force et du couple est due à un bruit dans le signal. Le même bruit est observé à la fin du joint après que l'outil se soit éloigné des plaques soudées.

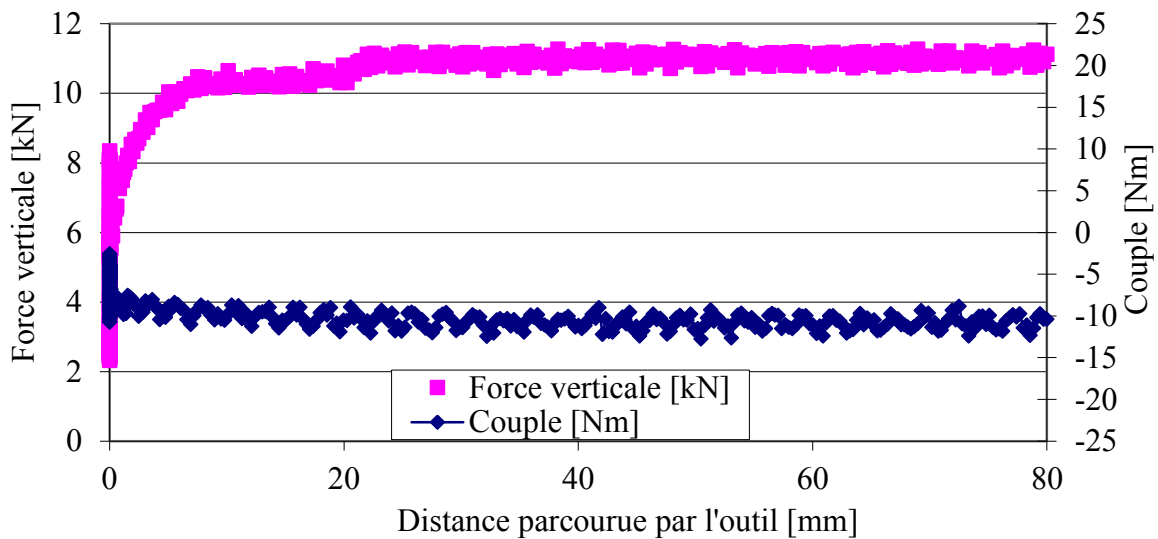


Figure 3-9: Force verticale et couple enregistrés lors du soudage du premier 80 mm.

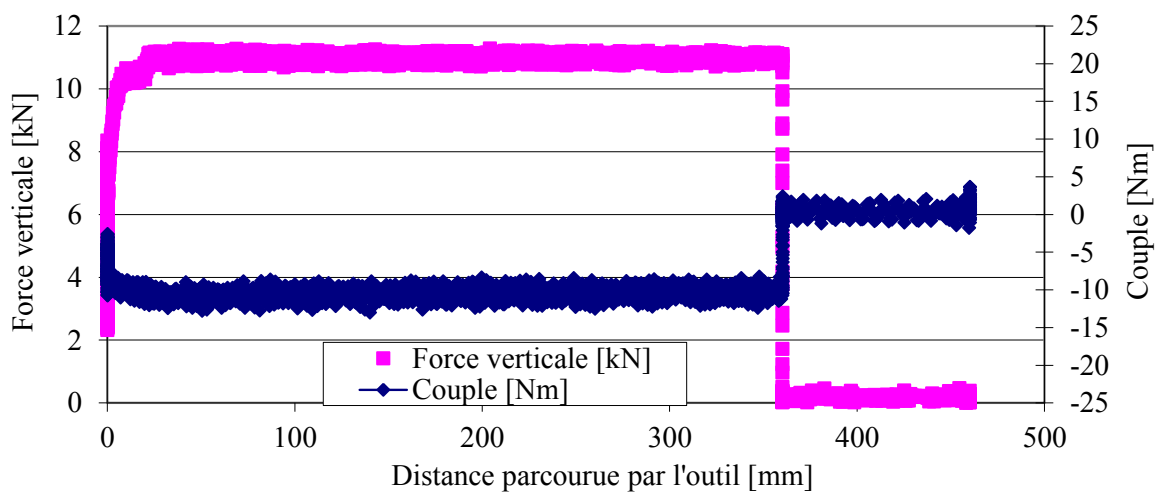


Figure 3-10: Force verticale et couple enregistrés lors du soudage sur la totalité de la longueur du joint.

3.2. Techniques de parachèvement

Quatre techniques de parachèvement ont été sélectionnées pour être évaluées dans le cadre de ce projet; soit le brossage, le galetage, l'usinage et un traitement thermique de mise en solution, trempe et revenu. L'étude couvre aussi la combinaison de deux techniques de parachèvement; soit le brossage suivi d'un galetage ou d'un traitement thermique.

3.2.1. Brossage

Le parachèvement par brossage a été étudié dans le but de réduire la sévérité de la faiblesse mécanique en réduisant la hauteur des sillons et des bourrelets à la surface du joint soudé. Le brossage peut être appliqué tout de suite après le soudage sur la même machine, après avoir remplacé l'outil de SFM par une brosse. Cette application nécessite peu de temps de mise en marche et d'exécution, ce qui la rend très attrayante du point de vue industriel.

Les paramètres de parachèvement par brossage ont été optimisés de façon à réduire la sévérité des sillons et les bourrelets de soudage le plus possible sans causer des dommages au joint soudé et au métal de base. Le traitement consiste à monter une brosse métallique circulaire dans un mandrin fixé à la machine de soudage (figure 3-11). Cette configuration permet de réaliser le brossage après soudage et en utilisant le même montage, avec pour unique différence une distance élargie entre les profilés de fixation pour permettre le passage de la brosse sans contact avec les profilés (figure 3-1).

Les paramètres de brossage étudiés sont le diamètre de la brosse, l'inclinaison de la brosse, l'écrasement des fils de la brosse contre la surface de la plaque, le sens de rotation et la vitesse d'avance de l'outil. La vitesse de rotation a été fixée à 2000 rpm soit la vitesse de rotation la plus élevée à laquelle la machine peut être utilisée. Elle a été choisie pour donner aux fils de la brosse l'énergie nécessaire pour réduire la sévérité des sillons et des bourrelets sans enfoncer dans la plaque ce qui peut causer une détérioration du fini de surface en dehors de la zone du joint.

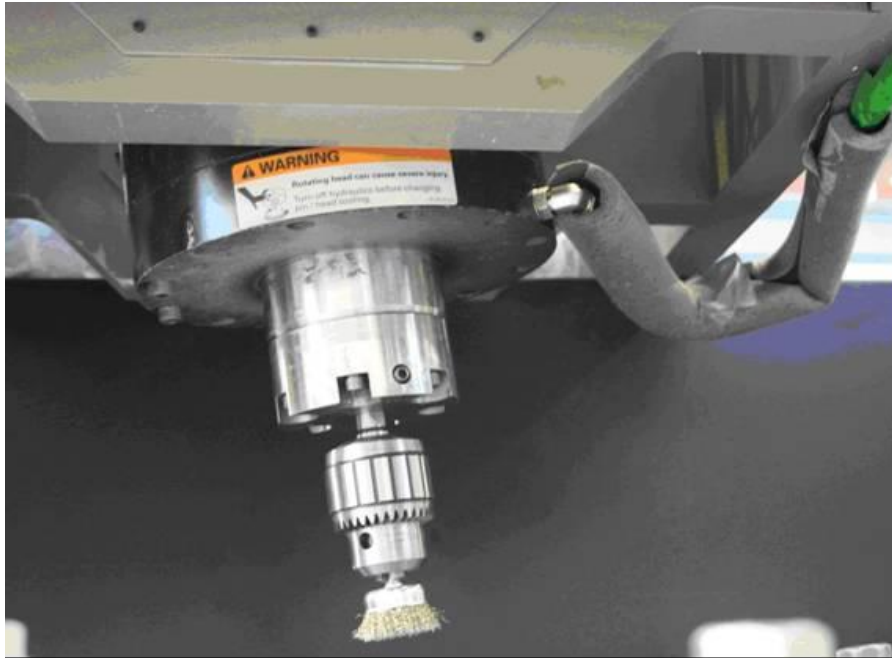


Figure 3-11: Montage de la brosse sur la machine MTS I-STIR PDS.

Des brosses de 75 mm, 50 mm et 25 mm diamètre ont été testées à une vitesse d'avance de 5 mm/s. La brosse de 75 mm de diamètre a été disqualifiée rapidement. Le diamètre de cette brosse est beaucoup plus grand que nécessaire pour couvrir la surface du joint. Les essais de brossage avec une brosse de 25 mm de diamètre ont démontré que la largeur de la surface de contact entre la brosse et la pièce soudée n'est pas assez grande pour nettoyer efficacement la zone du joint. Les essais en utilisant une brosse de 50 mm de diamètre ont montré les résultats les plus prometteurs. Cette brosse a été retenue pour étudier l'effet des autres paramètres (angle d'incidence, écrasement des fils contre la surface et vitesse d'avance).

Comme on peut voir à la figure 3-12, l'arrangement des fils de la brosse de 50 mm de diamètre a une forme conique dont l'inclinaison est approximativement de 10° . Un angle d'incidence de 7° a démontré le meilleur contact entre la surface de la brosse et le joint soudé. Cet angle permet de mettre en contact le plus grand nombre de fils avec la surface du joint.

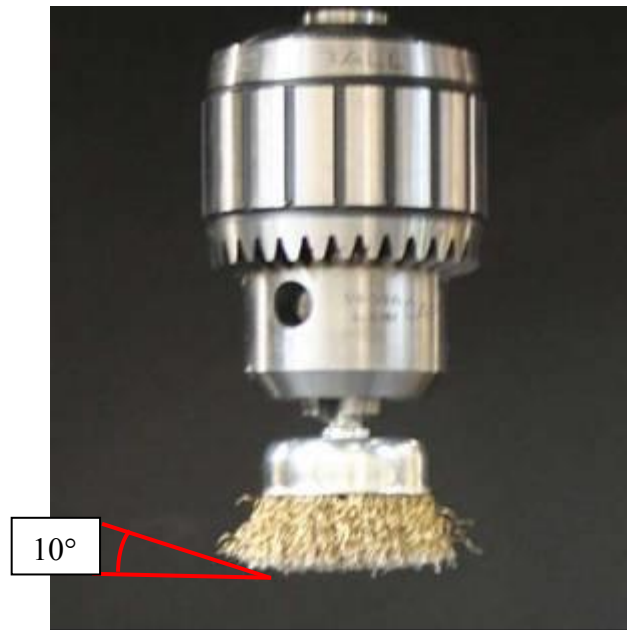


Figure 3-12: La brosse de 50 mm de diamètre utilisée pour parachever les joints SFM.

Le fini de surface après brossage était le critère pour déterminer la direction de rotation de la brosse. Les essais ont montré visuellement que le fini de surface était nettement meilleur lorsque la brosse tournait dans le sens des aiguilles d'une montre. La direction de rotation est donc la même que celle de l'outil durant le soudage.

Les essais de brossage ont été réalisés en utilisant la machine SFM en mode position contrôlée. L'étude des données machine recueillies a montré un grand bruit dans le signal. La force verticale varie d'une façon qui ne permet pas de déterminer avec précision la force nécessaire pour effectuer le traitement en mode force contrôlée. Ainsi, des essais préliminaires ont été effectués en écrasant les fils de la brosse contre la surface de l'échantillon de 0,5 mm, 1 mm et 2 mm. L'observation de la surface permet de conclure qu'un écrasement de 0,5 mm n'est pas suffisant pour bien nettoyer la surface du joint et surtout pour éliminer les bourrelets de soudage même après deux passages avec une vitesse d'avance de 1 mm par seconde. Par contre, un écrasement de 2 mm a laissé des marques très visibles sur la surface du métal de base qui a paru plus rugueuse que le milieu du joint (endroits où les sillons sont les plus élevés). Les meilleurs résultats ont été obtenus avec un écrasement de 1 mm ; la surface du métal de base n'était pratiquement pas affectée et la surface du joint était beaucoup moins rugueuse qu'avant brossage.

Une fois l'écrasement approprié de la brosse établi, deux séries de plaques ont été brossées à des vitesses différentes, soit une première série de plaques à 1 mm/s d'avance et une deuxième série à 5 mm/s. Ces deux vitesses d'avance ont eu une incidence considérable sur le fini de surface du joint.

Après brossage, la rugosité de la surface au milieu du joint dans la direction longitudinale (figure 3-13) pour des échantillons brut de soudage, brossé à 5 mm/s et brossé à 1 mm/s a été évaluée à l'aide d'un rugosimètre. Il n'était pas possible de mesurer la rugosité en bordure du joint dû à la présence de bavures et la courbature des sillons de l'outil ce qui empêche le déplacement du rugosimètre en ligne droit. Des valeurs de $6,64\text{ }\mu\text{m}$, $3,04\text{ }\mu\text{m}$ et $2,4\text{ }\mu\text{m}$, respectivement, ont été obtenues pour la rugosité R_a des trois échantillons, soit la moyenne arithmétique des distances verticales entre pics et creux successifs. La figure 3-14 présente les profils de surface mesurés sur chacun des échantillons. La figure 3-14 (a) montre un pic anormal causé par une bavure qui est restée collée à la surface du joint.

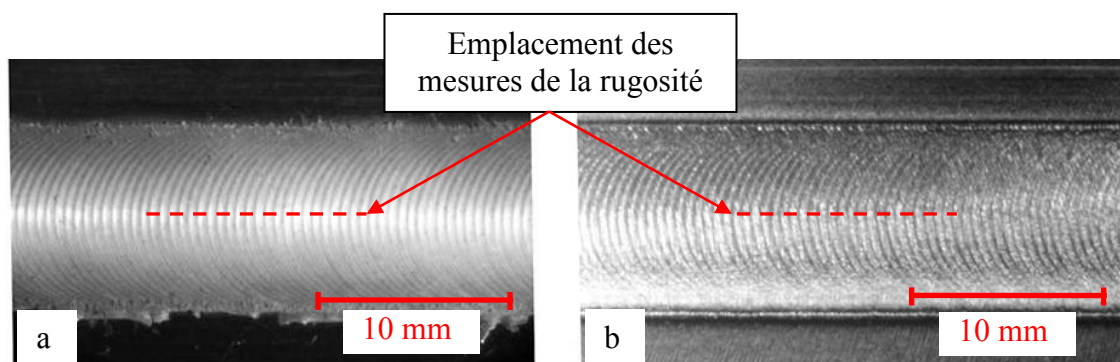


Figure 3-13: Emplacement des mesures de rugosité de surface (a) joint brut de soudage, (b) joint brossé à 5 mm/s.

L'effet du brossage est surtout visible sur les sillons en bordure du joint. La figure 3-14 montre que les sillons sont toujours visibles au milieu après brossage, tandis qu'ils ont complètement disparu en bordure du joint. Gemme (2011) rapporte que la bordure du joint est précisément le site d'amorçage des fissures de fatigue des joints bruts de soudage.

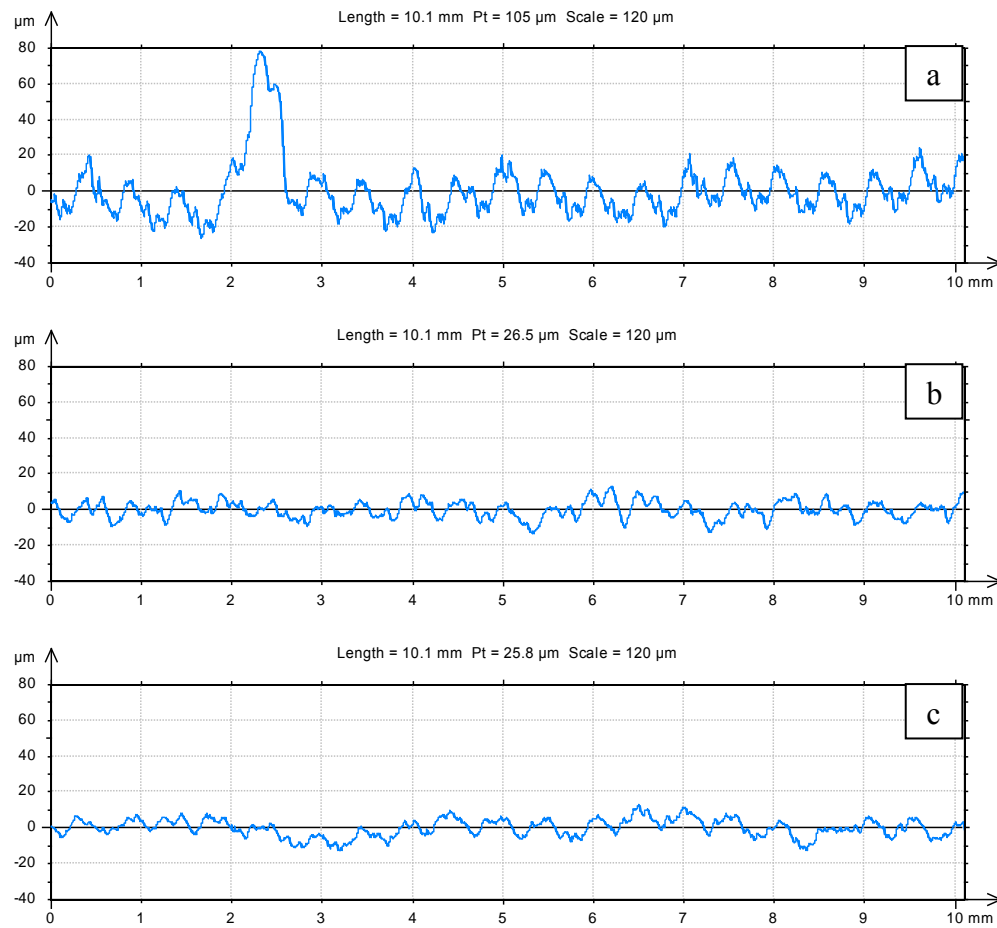


Figure 3-14: Mesures de la rugosité de surface (a) joint brut de soudage, (b) joint brossé à 5 mm/s et (c) joint brossé à 1 mm/s.

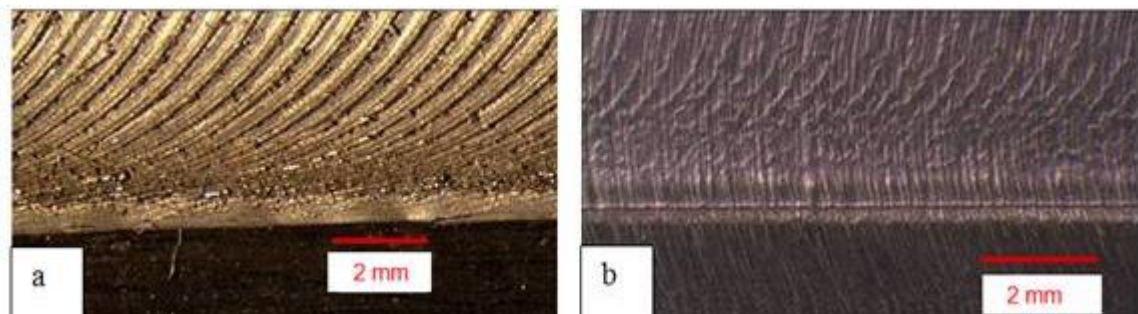


Figure 3-15: Joint SFM (a) avant et (b) après brossage à 1 mm/s.

3.2.2. Galetage

Le galetage des échantillons a été effectué en utilisant un rouleau de 50 mm de diamètre et 20 mm de largeur installé sur la machine MTS Istir PDS (figure 3-16). Les rayons en bordure du rouleau ont été établis à 7,6 mm afin d'assurer une transition graduelle aux extrémités de la zone galetée. Les objectifs du galetage sur les soudures SFM sont de réduire les déformations des plaques, d'éliminer les bourrelets et les sillons laissés par l'outil et de réduire l'épaisseur au-dessous du rouleau pour écrouir la zone du joint afin d'améliorer ses propriétés mécaniques.

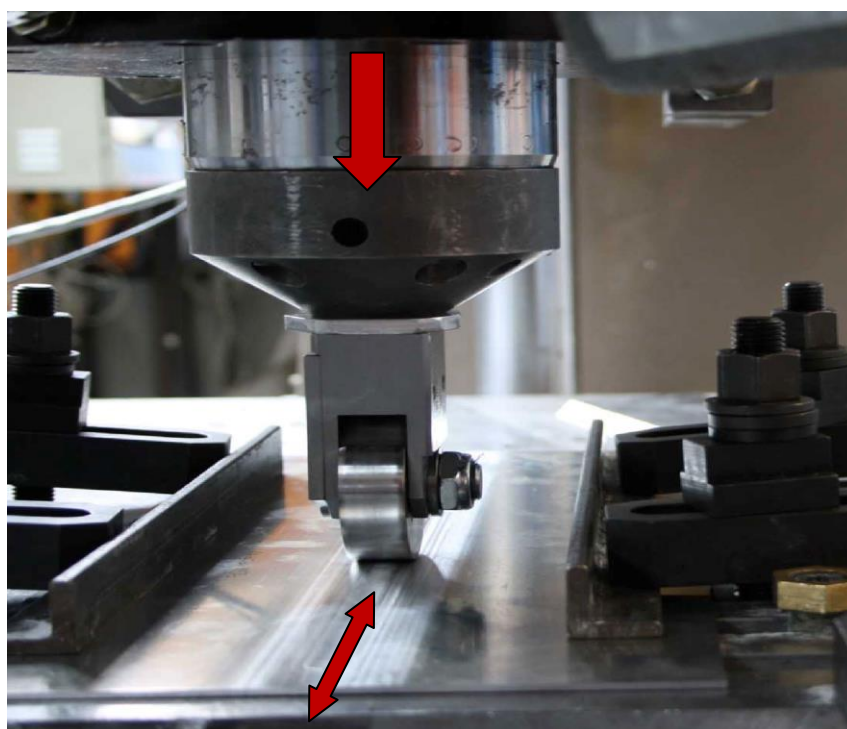


Figure 3-16: Rouleau de galetage sur une plaque soudée.

Lors de la mise au point des paramètres du procédé, la force verticale a été augmentée à partir de 10 kN par incréments de 3 à 4 kN. Les sillons sont demeurés toujours visibles même avec un niveau de force appliquée de 20 kN, soit la force maximale que le rouleau peut supporter. Ainsi, cette force a été choisie comme valeur finale pour galetter les plaques soudées. L'épaisseur finale obtenue était d'environ 2,2 mm. Cette mesure a été effectuée à l'aide d'un micromètre à pointes qui permet de sonder la surface du joint à plusieurs endroits avec un espacement d'environ 1 mm. La figure 3-17 présente la zone du joint avant et après galetage. Sur cette figure on peut observer

que l'effet du galetage est plus visible en bordure qu'au milieu du joint où les sillons de l'outil sont toujours visibles. Il faut noter que l'épaisseur du joint varie entre 2,18 mm au milieu et 2,3 mm aux extrémités dans le sens de la largeur. Cette réduction de l'épaisseur est due au déplacement du métal qui forme les sillons et les bourrelets. La figure 3-18 présente l'extrémité de la zone galetée où on peut voir que le dégagement du rouleau est graduel, ce qui rend la concentration de contraintes négligeable à cet endroit. Ceci qui permet d'éviter l'amorce de fissures de fatigue à l'extérieur de la zone du joint soudé.

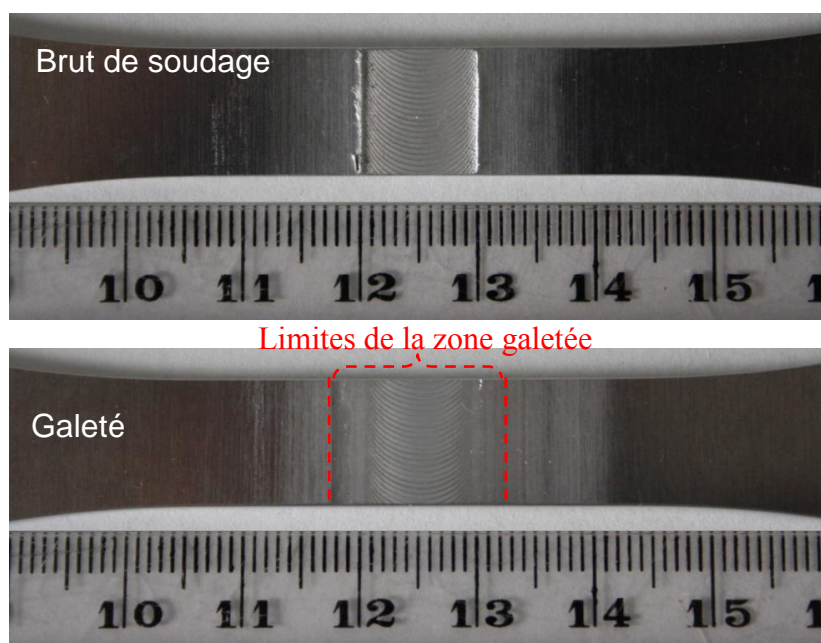


Figure 3-17: Joints soudés avant et après galetage.

Le galetage a été effectué par un aller-retour sur les plaques soudées sur le dessus ou sur le dessous du joint. Lors des essais préliminaires, le point de départ de la première passe a été alterné entre le début et la fin du joint (galetage du début vers la fin ou de la fin vers le début du joint). Ces essais ont montré que le galetage par dessus du joint n'était pas affecté par la direction de la première passe. Par contre, le galetage par dessous du joint avec une première passe allant de la fin du joint vers le début du joint a réduit davantage les déformations des plaques. Ainsi, toutes les plaques ont été galetées (par dessus ou par dessous) avec une première passe allant de la fin du joint vers le début. Des essais ont également été réalisés afin d'évaluer l'effet du nombre de passes de galetage, soit de deux à quatre passes. L'augmentation du nombre de passes au-delà

de deux a eu une influence négligeable sur la déformation et l'épaisseur des plaques galetées. Ainsi, le galetage a été limité à deux passes (aller-retour) au-dessus ou au-dessous du joint, un nombre de passes suffisant pour écraser les bourrelets et éliminer une partie des sillons laissés par l'outil (figure 3-17).

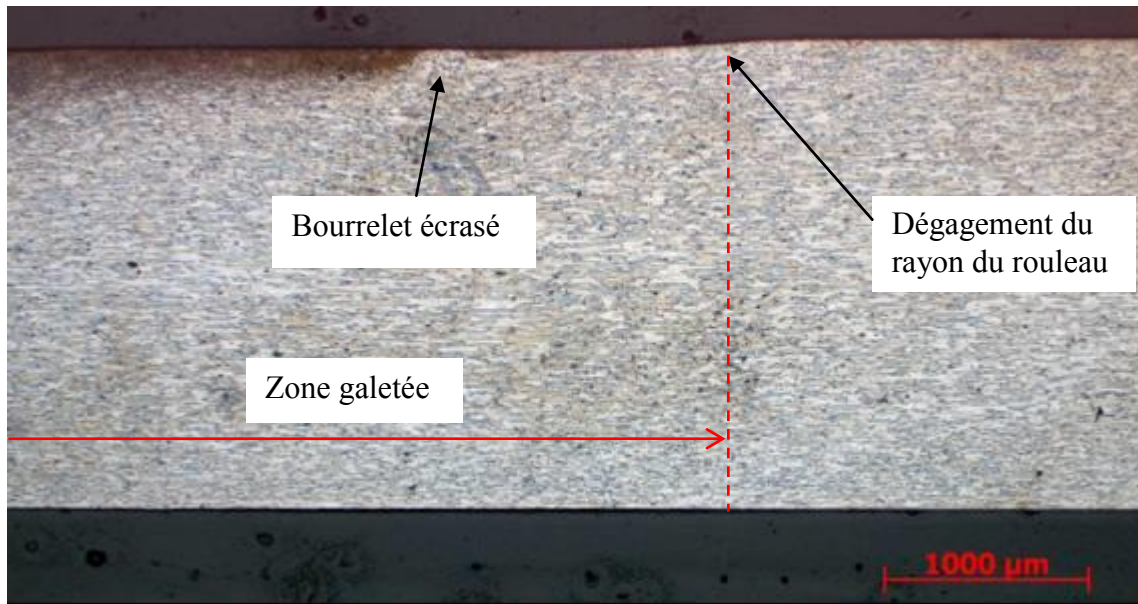


Figure 3-18: Coupe transversale d'un joint galeté.

3.2.3. Traitement thermique des échantillons

Le parachèvement par brossage permet de minimiser la sévérité de la faiblesse mécanique sans affecter la faiblesse métallurgique causée par la chute de dureté dans la ZAT. Un traitement thermique de mise en solution, trempe et revenu permet d'éliminer la faiblesse métallurgique du joint. Ainsi, la combinaison de ces deux traitements peut améliorer grandement la capacité en traction et la résistance en fatigue des joints SFM.

Le traitement thermique des joints brossés a été réalisé dans un laboratoire du département du génie métallurgique de l'université McGill. L'objectif était de remettre le joint soudé à l'état T6. Le traitement consiste en une mise en solution à 460 °C dans un four pendant une heure et demie, suivie d'une trempe dans l'eau et finalement d'un vieillissement à 120 °C pendant 24 heures.

3.2.4. Usinage de la surface du joint

L'usinage de la surface du joint permet d'éliminer la faiblesse mécanique due à la présence des sillons de l'outil et les bourrelets en périphérie du joint. Ceci permet d'évaluer l'effet de la faiblesse métallurgique sur la résistance en fatigue des joints SFM. L'objectif est d'usiner la zone du joint sans causer de concentration de contraintes ailleurs sur l'échantillon. Il n'était pas possible d'usiner uniformément la surface de la plaque soudée (20 cm de largeur et 40 cm de longueur) en raison de distorsion de la plaque après soudage. Pour remédier à ces problèmes, les échantillons de fatigue ont été usinés en premier et ensuite la surface supérieure du joint a été usinée. Une bande métallique de 0,2 mm d'épaisseur a été installée sous le joint afin de soulever l'échantillon localement. L'usinage a été effectué sur une machine-outil (fraiseuse) en utilisant un outil de surfacage de 10 centimètres de diamètre. Cette approche a permis d'usiner environ 0,1 mm dans la zone du joint et de dégager l'outil graduellement sur les deux côtés de l'échantillon sans laisser de concentration de contraintes. La figure 3-19 présente l'échantillon de fatigue après usinage.



Figure 3-19: Échantillon de fatigue parachevé par usinage de surface.

3.3. Usinage des échantillons

La figure 3-20 présente l'emplacement des échantillons de pliage, de traction et de fatigue sur la plaque soudée. Le schéma de coupe est le même que celui utilisé par Gemme (2011). Les zones transitoires de début et de fin de soudure sont rejetées. L'usinage débute par le découpage des échantillons de pliage de chaque côté des plaques soudées. Une fois les essais de pliage passés avec succès, deux échantillons de traction et six échantillons de fatigue ont été extraits de chaque plaque comme présenté à la figure 3-20. Au total, quatre échantillons de pliage, quatre échantillons de traction et douze échantillons de fatigue ont été usinés de deux plaques soudées pour chaque cas de figure. Les échantillons de traction ont été prélevés un de chaque côté de la

plaque pour s'assurer de l'homogénéité de la soudure le long du joint. Les dimensions des échantillons de traction (figure 3-21) et de fatigue (figure 3-22), notamment la largeur et la longueur de la section contrôlée et les rayons de dégagement, ont été déterminées selon des critères établis par les normes ASTM E8 et ASTM E466 respectivement.

Après l'usinage, les côtés des échantillons de fatigue ont été polis manuellement pour éviter l'amorçage de fissures de fatigue à partir des coins. Le polissage a été réalisé en utilisant des papiers abrasifs de 400 et 800 microns. L'opération est terminée quand les stries d'usinage sont disparues.

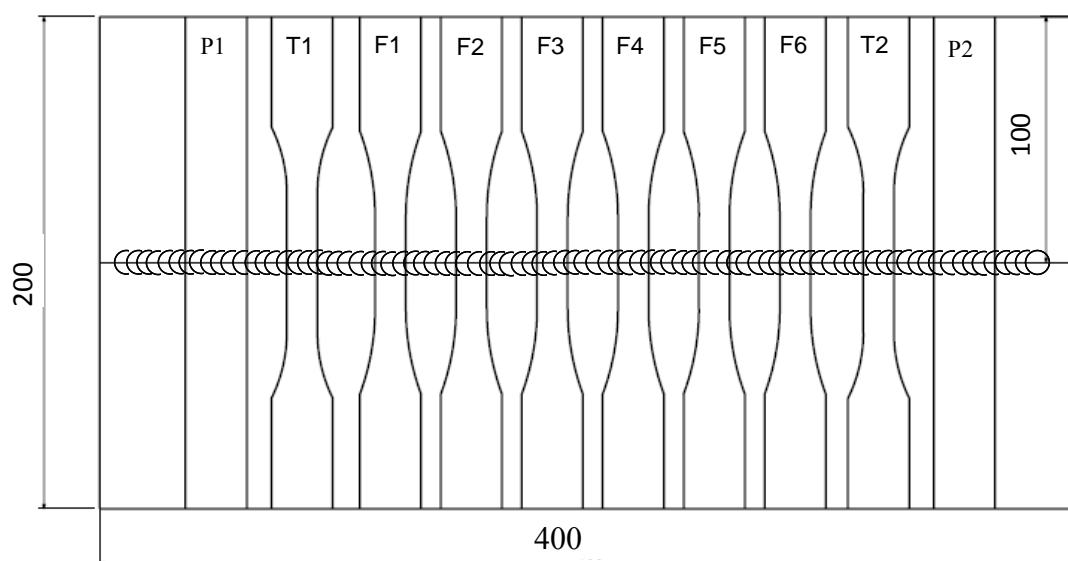


Figure 3-20: Schéma d'une plaque soudée, indiquant la position des échantillons de pliage (P), traction (T) et fatigue (F) (dimensions en mm).

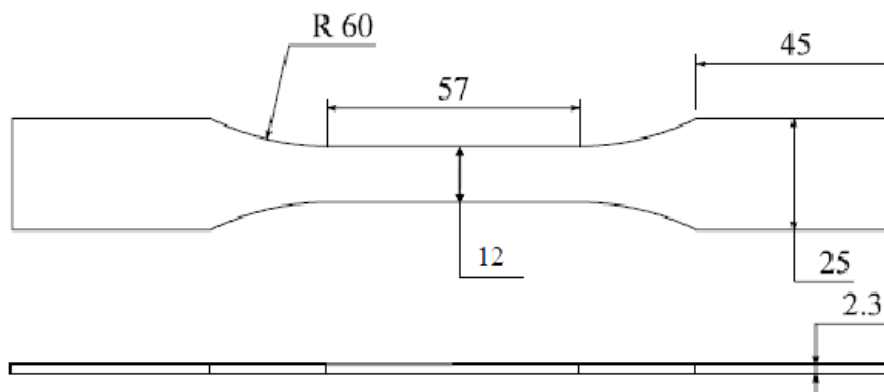


Figure 3-21: Géométrie des échantillons de traction (dimensions en mm).

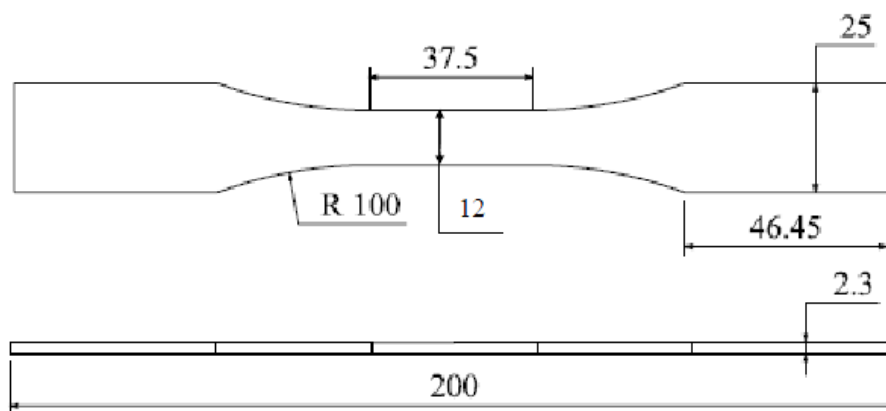


Figure 3-22: Géométrie des échantillons de fatigue (dimensions en mm).

3.4. Caractérisation du métal de base et des joints soudés

Plusieurs moyens ont été mis en œuvre afin de mettre en évidence l'effet du soudage et des techniques de parachèvement. La caractérisation comporte la micrographie, la cartographie de la microdureté Vickers (HV), la mesure des contraintes résiduelles sur le métal de base et les joints soudés, l'évaluation des défauts de planéité des plaques soudées, et les essais de traction et de fatigue.

3.4.1. Macrographie et micrographie

Des échantillons du métal de base et des joints soudés (bruts de soudage, galletés au dessus et galletés en dessous du joint) ont subi une coupe transversale pour faire des observations macrographiques et micrographiques. Tous les échantillons ont été enrobés à froid pour éviter d'influencer l'état de la microstructure. Après polissage, les échantillons ont été séparés en deux groupes, soit un groupe pour l'étude macrographique et un autre pour l'étude micrographique. Les échantillons destinés aux macrographies ont été attaqués pendant environ une minute et demie en utilisant le réactif Keller (25mL HNO₃ à une concentration de 70 %, 15 mL HCl à une concentration de 38 %, 10 mL HF à une concentration de 40 % et 50 mL d'eau). Les échantillons destinés aux micrographies ont été attaqués pendant environ 4 secondes en utilisant le réactif Graff-Sergent (15,5 mL HNO₃ à une concentration de 70 %, 0,5 mL HF à une concentration de 48 %, de et 3 g de CrO₃ et 84 mL d'eau) (Warmuzek 2004). Toutes les macrographies et les micrographies ont été observées sous microscope optique à des grossissements 25, 50, 200 et 500 X.

3.4.2. Cartographie de la microdureté

Des cartographies de microdureté Vickers ont été réalisées pour déterminer la dureté de différentes zones d'un joint dans trois états, soit brut de soudage, galeté par dessus et parachevé par broissage et traitement thermique. Ces cartes permettent de comprendre l'effet du cycle thermique sur les différentes zones du joint ainsi que l'effet du parachèvement.

Des essais préliminaires avec des masses de 200 g et 300 g ont montré que la précision des mesures avec une masse de 300 g est meilleure que celle des mesures effectuées avec une masse de 200 g. La largeur moyenne de la diagonale des empreintes faites avec une masse de 300 g dans le métal de base était de l'ordre de 52 μm et celle dans le joint soudé est de l'ordre de 60 μm . La longueur moyenne de la diagonale des empreintes sur le métal de base faites avec une masse de 200 g est de 6 μm inférieure à celle des empreintes faites avec une masse de 300 g. Ainsi, pour cartographier la dureté des échantillons, la masse choisie a été de 300 g et le temps d'attente de 15 secondes. Les mesures ont été faites sur 6 lignes de 35 mm de longueur uniformément espacées à travers l'épaisseur (figure 3-23). La longueur de l'échantillonnage a été établie pour être certain d'atteindre la zone du métal de base non affecté par le soudage afin de mettre en évidence l'effet de soudage sur la dureté. La première ligne de mesure a été placée à environ 0,3 mm au dessous de la surface. L'espacement entre les lignes est de 0,3 mm. Cette dimension respecte la norme ASTM 384 qui limite la distance entre les empreintes à un minimum de 2,5 fois la diagonale de l'empreinte. Selon cette norme, l'espacement entre les lignes aurait pu être réduit à environ 0,15 mm : l'espacement de 0,3 mm a été choisi pour garder une uniformité de l'espacement sur la longueur et l'épaisseur de l'échantillon.



Figure 3-23: Échantillon utilisé pour cartographier la microdureté Vickers d'un joint brut de soudage.

3.4.3. Mesures des défauts de planéité

Les défauts de planéité des plaques soudées ont été mesurés avant et après galetage afin de mettre en évidence l'effet du traitement. Des marques ont été faites par un crayon marqueur à l'endos des plaques soudées à tous les 3,3 cm dans les deux directions longitudinale et transversale. Le marquage permet de mesurer le défaut de planéité au même endroit avant et après galetage afin de déterminer l'effet du traitement de façon comparative. Ensuite, les plaques ont été déposées et stabilisées par de la pâte à modeler sur une table en marbre. La stabilisation a été faite en prenant soin de ne pas affecter la distorsion de la plaque. Les mesures de la distance entre la surface du marbre et celle de la plaque ont été effectuées à l'aide d'une jauge de hauteur munie d'un cadran digital (figure 3-24).

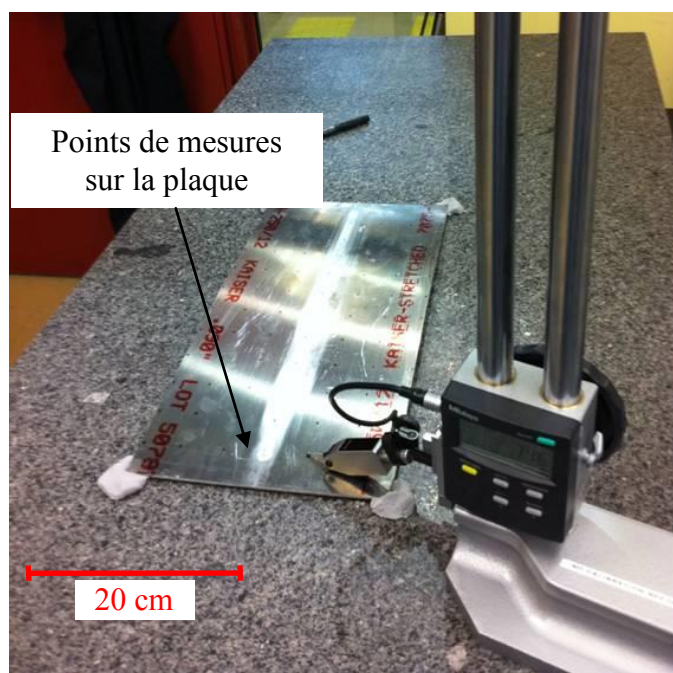


Figure 3-24: Mesures des défauts de planéité des plaques soudées.

3.4.4. Mesures des contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles ont été mesurées par diffraction des rayons X par la compagnie Proto Manufacturing. La technique de diffraction des rayons X utilise la distance interréticulaire d pour

déterminer les contraintes résiduelles. L'augmentation ou la diminution de la distance interréticulaire sont causées par la présence de contraintes résiduelles en tension ou en compression respectivement. Celles-ci provoquent la déviation du pic de diffraction qui est mesuré par un détecteur. Pour un rayonnement X de longueur d'onde λ et sa diffraction mesurée à l'angle 2θ , la distance interréticulaire d est calculée en utilisant la relation de Bragg

$$n\lambda = 2d\sin\theta. \quad (3-2)$$

La déformation résiduelle est calculée par la formule :

$$\varepsilon = (d - d_0)/d_0 \quad (3-3)$$

où d_0 est la distance interréticulaire lorsque la contrainte résiduelle est nulle (Pineault and Belassel 2002).

Pour la technique dite de $\sin^2\psi$ où un nombre de distances interréticulaires sont mesurées à différentes orientations, les contraintes σ_{ij} sont calculées en utilisant une équation dérivée de la loi de Hooke pour un matériau homogène et isotrope.

$$\begin{aligned} \varepsilon_{\phi\Psi} = & \frac{1}{2}S_2(\sigma_{11}\cos^2\phi + \sigma_{12}\sin 2\phi + \sigma_{22}\sin^2\phi - \sigma_{33}) \\ & \times \sin^2\Psi + \frac{1}{2}S_2\sigma_{33} - S_1(\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33}) \\ & + \frac{1}{2}S_2(\sigma_{13}\cos\phi + \sigma_{23}\sin\phi)\sin 2\Psi \end{aligned} \quad (3-4)$$

où S_1 et S_2 sont deux constantes élastiques du matériau (déterminés expérimentalement selon la norme ASTM E1426) et σ_{ij} correspond aux composantes du tenseur de contraintes. ϕ est l'angle de rotation dans le plan de la surface de l'échantillon tandis que Ψ définit l'orientation de la surface de l'échantillon (figure 3-25). Ce dernier est l'angle entre la normale à la surface de l'échantillon et la bissectrice des faisceaux incidents et diffractés. $\varepsilon_{\phi\Psi}$ est la déformation pour une orientation $\phi\Psi$ donnée. Après un choix rigoureux des directions de mesures ψ et ϕ . L'évaluation des composantes du tenseur de contraintes σ_{ij} est normalement réalisée en traçant les distances interréticulaires mesurées en fonction de $\sin^2\psi$. Pineault et Belassel (2002) rapportent qu'il existe une variété de modèles mathématiques qui permettent de calculer les composantes du tenseur de contraintes.

La raie K_α de 1,79026 Angström, un collimateur de 2 mm de diamètre et un angle de Bragg (2θ) de 148,9 degrés ont été utilisés pour la prise de mesure. La position du pic de diffraction a été mesurée à 11 angles ($0, \pm 25, \pm 20, \pm 15,55, \pm 8,73$ et $\pm 1,35$ degrés) par deux fois à chaque emplacement (total de 22 mesures). Le temps d'acquisition total est de 10 minutes.

Des mesures ont été effectuées à des endroits pré-déterminés sur la surface du joint d'une plaque soudée (brute de soudage), et sur celles de trois échantillons bruts de soudage, de deux échantillons brossés à 1 mm/s et d'un échantillon brossé à 5 mm/s. Des mesures ont été aussi prises en dessous du joint des trois échantillons bruts de soudage et des trois échantillons brossés. Il y a eu aussi des mesures sur une plaque du métal de base afin d'établir une référence.

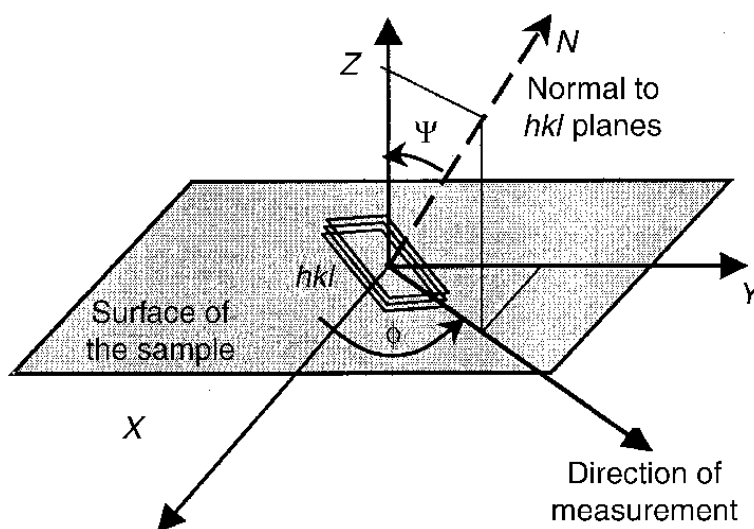


Figure 3-25: Définitions des axes de références et le principe de mesure des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X (Pineault et Belassel 2002).

3.4.5. Essais de traction

Les essais de traction ont été effectués selon la norme ASTM E8 au moyen d'une machine servo-hydraulique qui possède une cellule de charge de 100 kN et munie d'un contrôleur numérique MTS. Quatre essais de traction ont été faits pour chaque cas de figure étudié dans ce projet. Un extensomètre d'une ouverture de 50 mm a été installé sur le côté de l'échantillon comme présenté à la figure 3-26. Les essais de traction ont été faits en deux étapes; la première étape est en mode

de charge contrôlée. Une fois que la déformation plastique apparaît sur l'écran de d'ordinateur, l'essai change de mode et devient en mode déplacement contrôlé.



Figure 3-26: Mise en place de l'essai de traction.

3.4.6. Essais de fatigue

Le positionnement du premier échantillon de fatigue a été soigneusement fait. L'échantillon a été placé au milieu des mors de serrage en utilisant un pied à coulisse. Cette démarche permet de positionner l'axe longitudinal de l'échantillon sur l'axe de la machine avec une précision de 0,05 mm (précision de l'instrument de mesure). L'alignement de l'échantillon est ensuite amélioré en utilisant un comparateur à cadran placé sur l'arête de l'échantillon (figure 3-27). Le processus d'alignement est finalisé en utilisant l'extensomètre normalement utilisé pour les essais de traction. L'extensomètre est alterné entre les deux côtés de l'échantillon (comme lors d'un essai de traction) et une petite force de 3 kN a été appliquée. L'ajustement de l'échantillon est terminé

une fois que la différence de déformation entre les deux côtés de l'échantillon est inférieure à 1 %. Ainsi, l'échantillon a été installé au milieu des mors de serrage et parfaitement aligné selon l'axe de la machine. Ensuite, des butées ont été installées sur les mors afin de garder le même alignement pour tous les autres échantillons de fatigue. Cette approche a permis d'éviter l'amorçage de fissures de fatigue à partir des coins de l'échantillon et de réduire la dispersion des données.

Des courbes S-N (amplitude de contrainte vs nombre de cycles à la rupture) ont été générées pour le métal de base et les joints soudés et parachevés. Les essais ont été faits à un rapport $R = 0,1$ (rapport de la contrainte minimale sur la contrainte maximale) et une fréquence de 20 Hz. Les niveaux de contraintes ont été établis afin de répartir le nombre de cycles à la rupture entre 10^4 et 10^7 cycles. Certains essais ont été arrêtés avant la rupture après avoir accumulé plus de quatre millions de cycles.



Figure 3-27: Comparateur à cadran utilisé pour aligner l'échantillon.

4. RÉSULTATS DES CARACTÉRISATIONS

4.1 Métal de base et joints bruts de soudage

4.1.1. Contraintes résiduelles

Des mesures ont été faites dans les directions longitudinale et transversale sur une plaque du métal de base avant le soudage tel qu'indiqué à la figure 4-1. Les valeurs obtenues sont présentées au tableau 4-1. Les contraintes résiduelles mesurées sur la surface de la plaque varient entre -7 MPa en compression et +33 MPa en tension. La contrainte maximale mesurée représente environ 6 % de la limite d'élasticité rapportée par Davis (1993b). Ces contraintes sont probablement laissées par le laminage à froid ou/et le traitement thermique du métal en feuille.

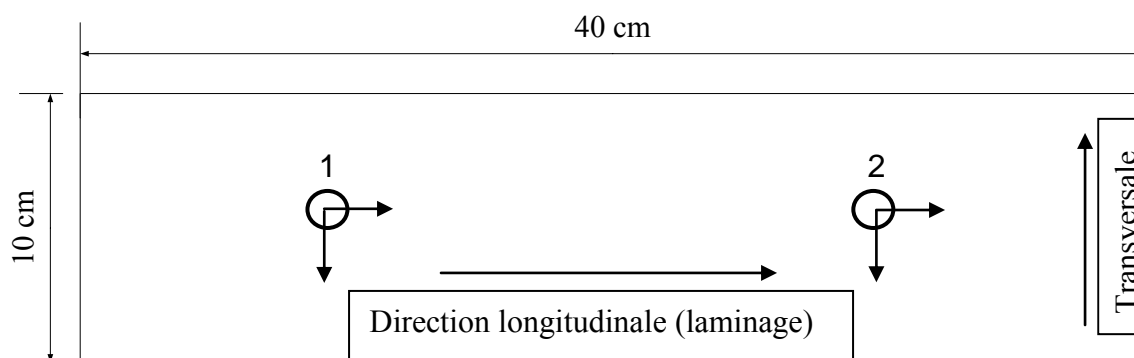


Figure 4-1: Contraintes résiduelles mesurées sur une plaque du métal de base.

Tableau 4-1: Contraintes résiduelles mesurées sur une plaque du métal de base.

Position	Direction	Contrainte résiduelle (MPa)
1	Longitudinale	$+9 \pm 13$
	Transversale	-7 ± 6
2	Longitudinale	$+16 \pm 8$
	Transversale	$+33 \pm 6$

Les mesures des contraintes résiduelles sur une plaque brute de soudage ont été effectuées du côté sortant du joint à des emplacements qui coïncident au milieu des échantillons de fatigue F1 à F6 tel que présenté à la figure 4-2. Une série de mesures a été effectuée à l'emplacement de

l'échantillon F4. Cette série comporte des mesures à 10 mm et 5 mm de chaque côté du joint, en bordures et au milieu du joint (figure 4-2). Le tableau 4-2 présente les contraintes mesurées dans les directions longitudinale et transversale. Les résultats montrent que les contraintes résiduelles sont en tension dans la direction longitudinale. L'étendue des contraintes résiduelles se limite à la périphérie du joint. Les mesures à 5 mm du joint montrent que les contraintes résiduelles sont négligeables (tableau 4-3). Les résultats démontrent aussi que la contrainte maximale est au milieu du joint, tandis que Lombard, Hattingh et al. (2009) ont mesuré leur contrainte maximale en bordure du joint SFM en AA5083-H321. Cette différence peut être expliquée par la différence de l'épaisseur du métal soudé, des paramètres de soudage et la géométrie de l'outil.

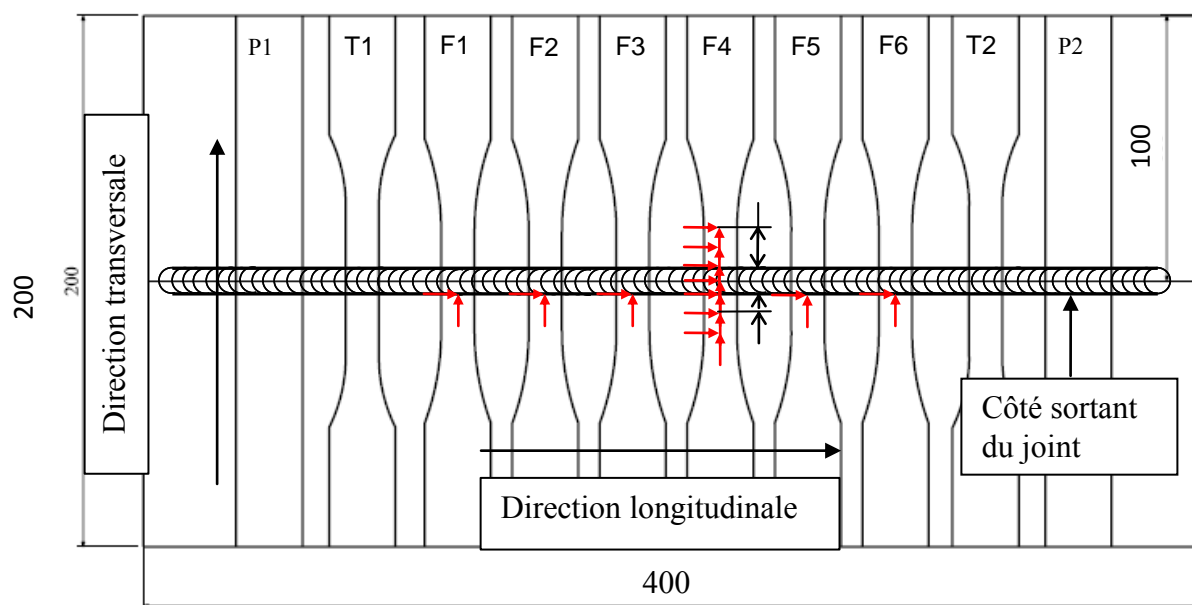


Figure 4-2: Emplacement et directions des mesures des contraintes résiduelles sur une plaque brute de soudage (dimensions en mm).

Dans la direction transversale, les contraintes résiduelles sont pratiquement négligeables. Les valeurs mesurées sont du même ordre de grandeur que celles mesurées sur la plaque du métal de base. Les mesures en périphérie du joint montrent que les contraintes résiduelles sont en compression (tableau 4-2 et tableau 4-3). Au milieu du joint, les contraintes résiduelles sont en tension (tableau 4-3).

Tableau 4-2: Contraintes résiduelles mesurées sur la plaque brute de soudage.

Mesures du côté sortant	Contraintes résiduelles [MPa]	
	Longitudinale	Transversale
F1	+123 ± 8	-33 ± 6
F2	+141 ± 6	-35 ± 6
F3	+138 ± 10	-27 ± 18
F4	+120 ± 7	-11 ± 11
F5	+78 ± 9	-18 ± 11
F6	+77 ± 6	-38 ± 6
Moyenne	+ 112,8	-27

Tableau 4-3: Contraintes résiduelles mesurées sur une plaque brute de soudage à l'emplacement de l'échantillon F4 (figure 4-2).

Échantillon F4		
Position	Contraintes résiduelles [MPa]	
	Longitudinale	Transversale
À 10 mm du côté sortant du joint	+24 ± 7	-1 ± 10
À 5 mm du côté sortant du joint	+12 ± 8	0 ± 11
En bordure du côté sortant du joint	+120 ± 7	-11 ± 11
Au milieu du joint	+193 ± 1	+20 ± 1
En bordure du côté entrant du joint	+97 ± 10	-6 ± 6
À 5 mm du côté entrant du joint	-8 ± 10	+14 ± 9
À 10 mm du côté entrant du joint	0 ± 13	+57 ± 9

Après l'usinage des échantillons de fatigue, les contraintes résiduelles dans la direction transversale (perpendiculaire au joint) ont été mesurées du côté sortant du joint aux endroits mesurés précédemment sur la plaque soudée (figure 4-3). Elles ont été aussi mesurées au milieu et du côté entrant du joint de trois échantillons tel qu'indiqué sur l'échantillon F4 à la figure 4-3. Sur ces trois échantillons, les contraintes résiduelles ont également été mesurées en-dessous du joint. Ces mesures ont été prises juste en-dessous des endroits mesurés à la surface, tel qu'indiqué sur l'échantillon F4 de la figure 4-3 (au milieu et en dessous des côté entrant et sortant du joint). Les résultats présentés sur le tableau 4-4 montrent une augmentation du niveau de contrainte en compression comparativement aux valeurs mesurées sur la plaque soudée. La moyenne des contraintes résiduelles mesurées sur les échantillons est de 2,4 fois la moyenne mesurée sur la

plaque soudée. Ceci est probablement dû au relâchement des contraintes résiduelles dans la direction longitudinale.

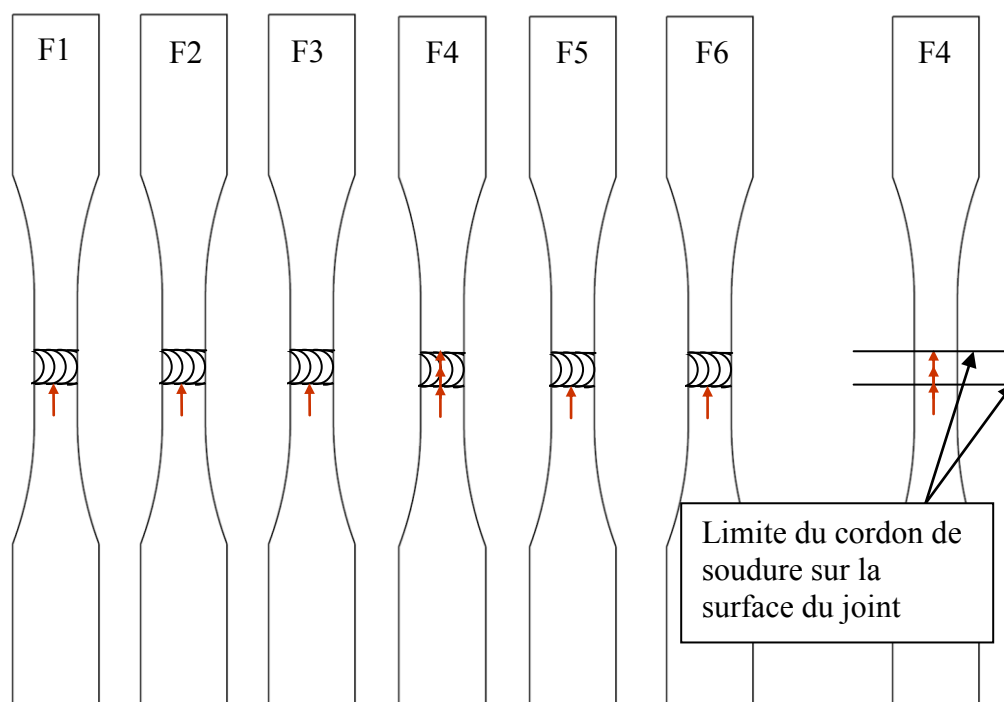


Figure 4-3: Emplacement des contraintes résiduelles mesurées sur les échantillons de fatigue.

Tableau 4-4: Contraintes résiduelles transversales mesurées sur les échantillons de fatigue.

Échantillons soudés; mesures du côté sortant du joint	
Échantillon	Contrainte résiduelle [MPa]
F1	-51 ± 5
F2	-72 ± 9
F3	-60 ± 14
F4	-49 ± 6
F5	-73 ± 13
F6	-87 ± 8
Moyenne	-65,3

En bordure du joint, les résultats montrent aussi que le niveau des contraintes résiduelles dans la direction longitudinale est en général le même du côté entrant et du côté sortant du joint. Ils montrent aussi que les contraintes résiduelles dans la direction longitudinale au-dessous du joint sont en compression et que leur niveau est légèrement inférieur à celui mesuré au-dessus du joint

(inférieure de 13,3 MPa en moyenne). Par contre, au milieu du joint, les contraintes sont en tension et elles sont du même ordre de grandeur au-dessus et au-dessous du joint (tableau 4-5).

Tableau 4-5: Contraintes résiduelles mesurées sur des échantillons bruts de soudage.

Échantillon	Au-dessus [MPa]			Au-dessous [MPa]		
	En bordure côté sortant	Milieu du joint	En bordure côté entrant	En bordure côté sortant	Milieu du joint	En bordure côté entrant
F2	-35 ± 6	+32 ± 1	-28 ± 10	-23 ± 8	+40 ± 6	-22 ± 9
F4	-49 ± 6	+8 ± 1	-41 ± 14	-33 ± 8	+24 ± 2	+4 ± 9
F6	-38 ± 6	+27 ± 1	-31 ± 11	-27 ± 5	+32 ± 4	-33 ± 12

La machine utilisée pour effectuer les mesures des contraintes résiduelles a été calibrée selon la norme ASTM E519. La calibration indique que l'incertitude maximale acceptable des mesures est de ± 4 MPa. En général, l'incertitude des mesures augmente dans les cas où la taille des grains est très grande (ASTM grade 1) et lorsque l'orientation des grains n'est pas aléatoire (Pineault and Belassel 2002). Les mesures effectuées dans le noyau du joint, sur la plaque et les échantillons de fatigue indiquent que l'incertitude varie entre ± 1 MPa sur la surface du joint et ± 6 MPa au-dessous du joint. Cependant, l'incertitude des mesures effectuées en bordure du joint et dans le métal de base varient entre ± 5 MPa et ± 18 MPa. La moyenne de l'incertitude est de ± 9 MPa. L'incertitude la plus élevée est celle de la mesure effectuée en bordure du joint sur l'échantillon F3 (± 18 MPa, tableau 4-2). Cette incertitude peut être attribuée à l'anisotropie locale dans la zone où la mesure a été prise (Pineault and Belassel 2002).

4.1.2. Analyse macrographique

La figure 4-4 montre une macrographie du joint brut de soudage. Sur la figure on peut distinguer la zone du joint du reste de l'échantillon. Elle montre aussi que la transition entre le noyau où les grains sont très fins et la ZATM est beaucoup plus nette du côté entrant du joint que du côté sortant. Le côté entrant du joint est soumis à un gradient de déformation et de température plus élevé que le côté sortant du joint, tel qu'expliqué à la section 2.5.3. Cette observation a aussi été

constatée par (G. Bussu 2003). Du côté sortant du joint, la ZATM s'étend sur une surface beaucoup plus large que du côté entrant. La macrographie montre aussi la présence des bourrelets de soudage de chaque côté du joint. Cependant, le bourrelet du côté entrant du joint est plus grand que celui du côté sortant tel qu'illustré à la figure 4-5.



Figure 4-4: Macrographie d'un joint brut.

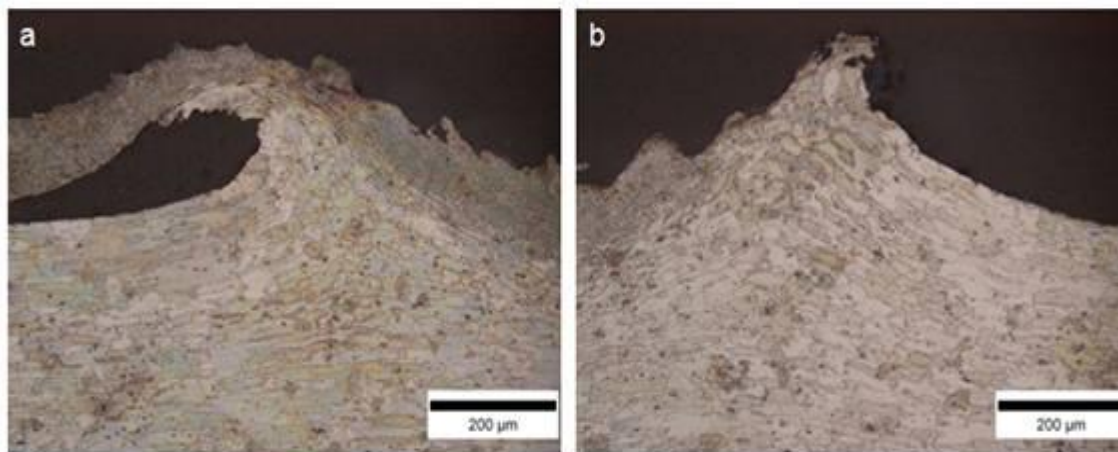


Figure 4-5: Bourrelets en bordure du joint (a) du côté entrant et (b) du côté sortant.

4.1.3. Analyse de la micrographie

Les micrographies du joint montrent la présence de 4 zones distinctes tel qu'identifiées sur la figure 4-4. Ces zones sont le résultat de l'histoire thermique et thermomécanique du joint.

La zone du métal de base est l'endroit où la température est demeurée inférieure à la température de vieillissement. Le métal ne subit aucune transformation. La micrographie à la figure 4-6 montre des grains allongés à cause du laminage à froid de la tôle. La figure montre aussi la

présence d'inclusions. La taille de ces inclusions influence la résistance en fatigue des alliages d'aluminium (Laz and Hillberry 1998).



Figure 4-6: Micrographie du métal de base.

La ZAT est la zone où la température est assez élevée pour causer un survieillissement du métal de base. Elle est située entre le métal de base et la ZATM tel que présentée à la figure 4-4. Dans cette zone la morphologie des grains est pratiquement la même que celle du métal de base (figure 4-7).

La ZATM est la zone située entre le noyau et la ZAT. Dans cette zone il y a déformation des grains, mais la température est inférieure aux valeurs critiques pour activer les mécanismes de recristallisation dynamique. Cette zone occupe un volume plus grand du côté sortant que du côté entrant du joint. La figure 4-8 démontre que la transition entre le noyau et la ZATM est beaucoup plus nette du côté entrant que du côté sortant. Ceci est causé par le gradient de déformation tel qu'expliqué à la section 2.5.3. Elle montre aussi les grains allongés dans la direction d'écoulement du métal lors du soudage.

Le noyau du joint est la zone où la température et la déformation plastique sont assez élevées pour causer la recristallisation des grains. Dans cette zone, la taille de grains est d'environ 5 microns (ASTM Grade 12), qui est de loin inférieure à la taille des grains du métal de base (ASTM Grade 4 à 5) (figure 4-9).

Les micrographies à la figure 4-10 et la figure 4-11 montrent aussi la ligne d'oxyde discontinue qui traverse le joint du fond jusqu'à la surface. Cette ligne est au milieu du joint à la racine, mais elle est déviée du côté sortant du joint en surface telle qu'illustrée.

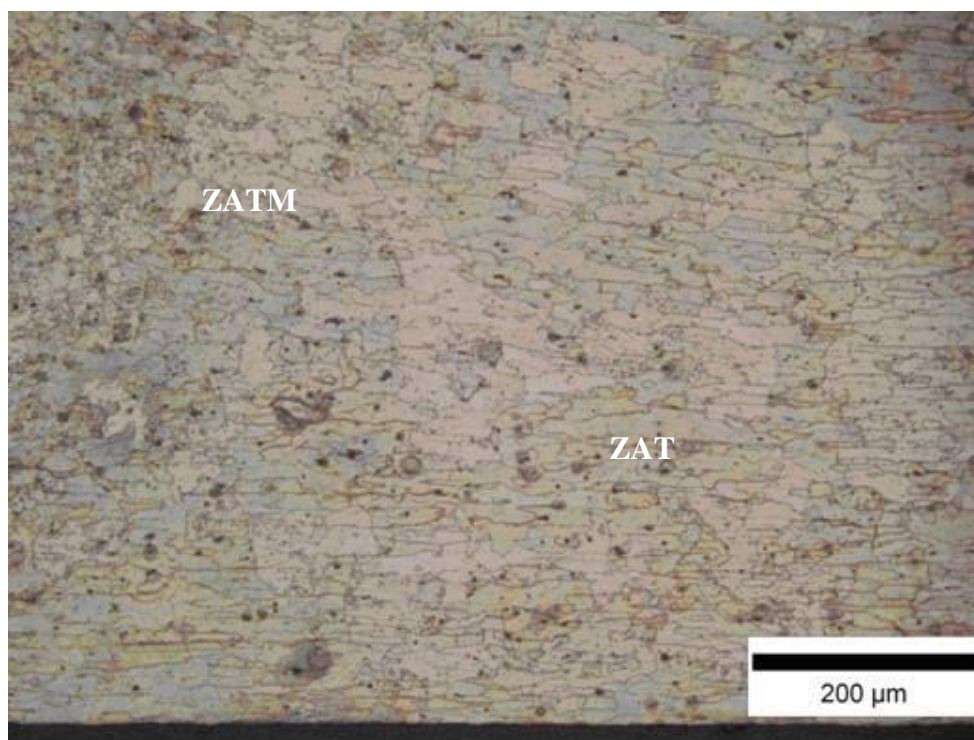


Figure 4-7: Micrographie qui montre une partie de la ZAT adjacente à la ZATM à la racine du joint.

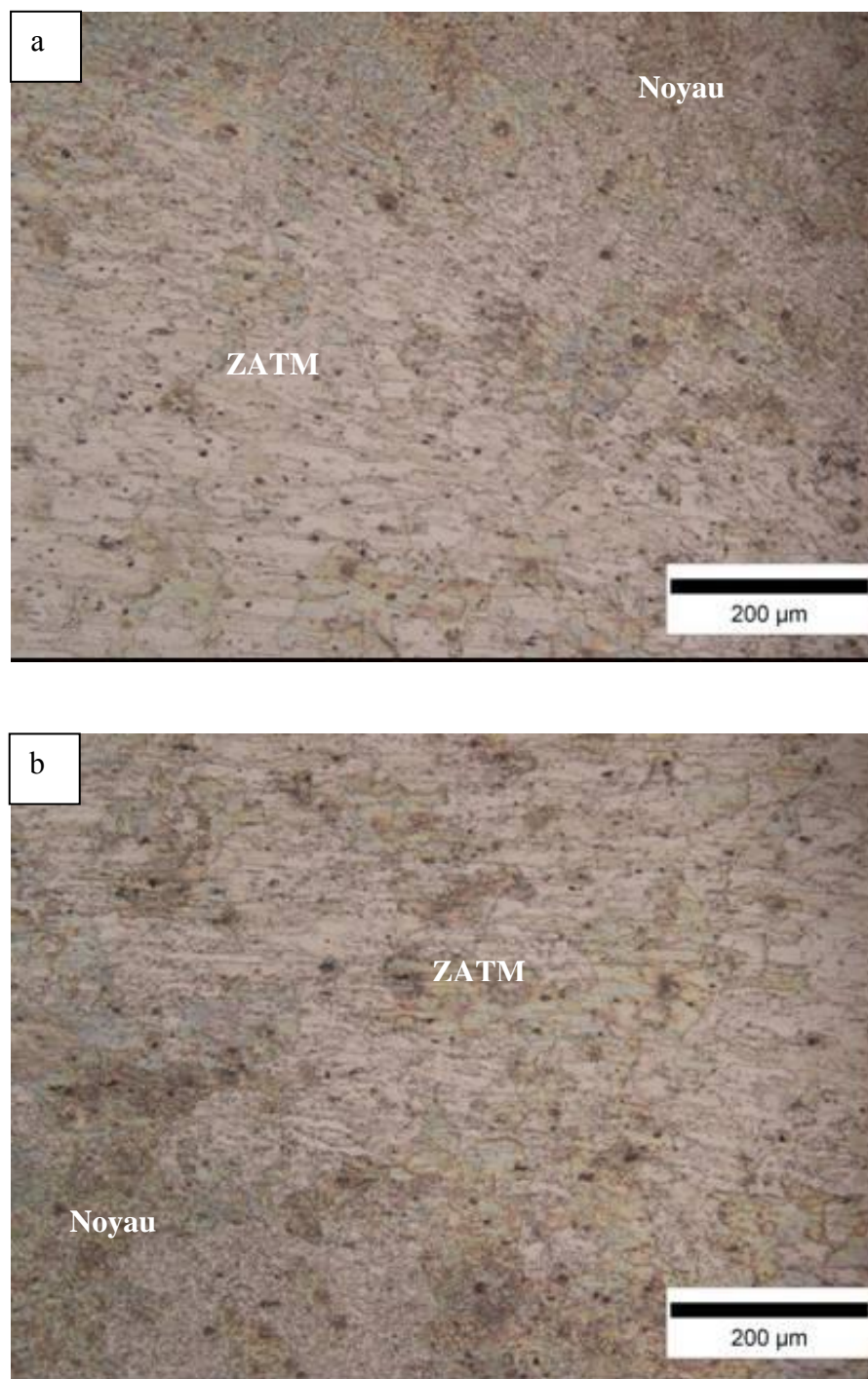


Figure 4-8: Micrographie de la ZATM à environ 1,5 mm au dessous de la surface du joint, (a) du côté entrant et (b) du côté sortant.

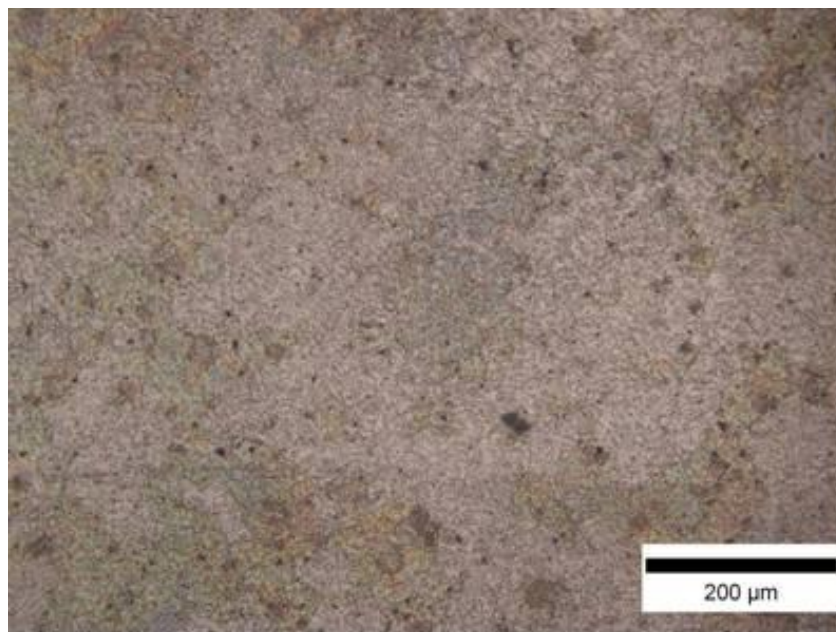


Figure 4-9: Micrographie du noyau.

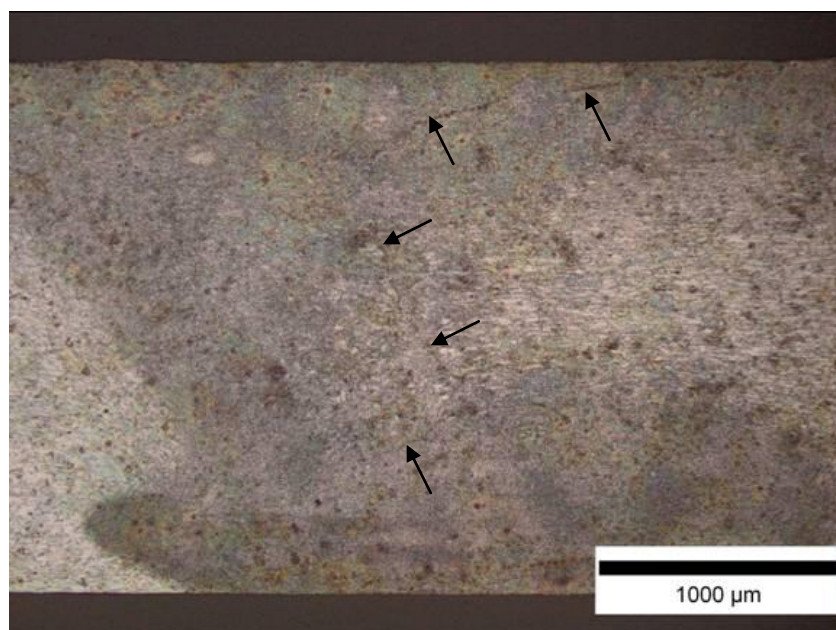


Figure 4-10: Ligne d'oxyde qui traverse le joint.

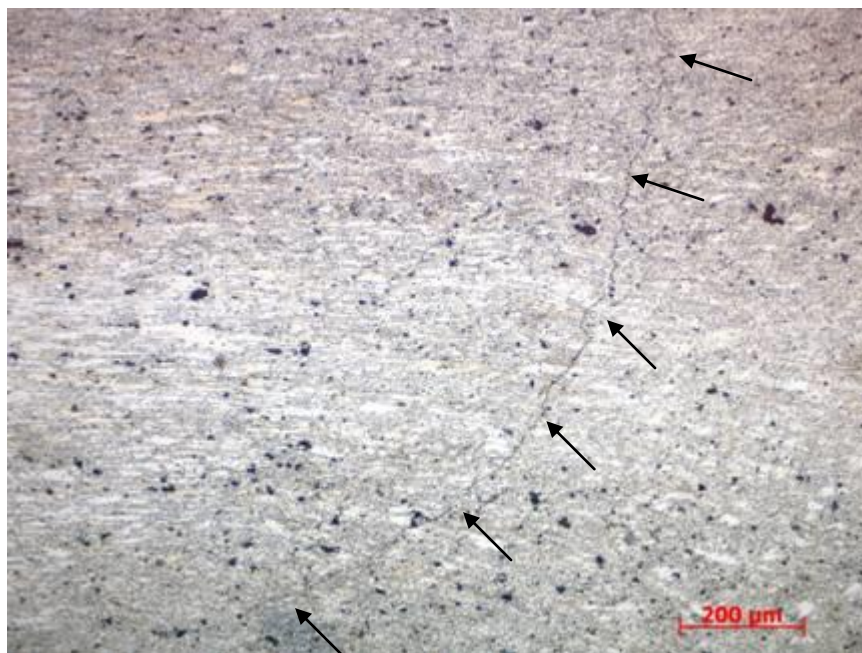


Figure 4-11: Agrandissement sur la ligne d'oxyde au milieu du joint.

4.1.4. Cartographie de la microdureté

La figure 4-12 montre la forme classique en "W" où la dureté est minimale dans la ZAT, la zone qui a subi un survieillissement. Elle montre aussi que la valeur minimale de la dureté est pratiquement la même des deux côtés du joint (entrant et sortant). Les six lignes de mesures correspondent à celles présentées à la figure 3-23. La numérotation des lignes commence par la plus proche de la surface supérieure du joint (ligne 1). La dureté dans le noyau du joint est inférieure à celle du métal de base, mais supérieure à celle de la ZAT. Cette caractéristique est typique pour les joints SFM des alliages d'aluminium à durcissement structural où la température est assez élevée pour causer une dissolution suivie par un vieillissement naturel avec le temps (Linton and Ripley 2008; Zadpoor, Sinke et al. 2008).

La différence entre deux isos sur la carte de microdureté est du même ordre de grandeur que la dispersion des valeurs mesurées sur l'échantillon (figure 4-12). L'utilisation directe des valeurs mesurées rend impossible l'observation d'une différence entre les quatre zones du joint. La méthode basée sur l'expansion-contraction des données brutes, telle que rapportée par Gemme (2011), n'a pas permis de cartographier la dureté convenablement dans cette étude, en particulier

d'observer les variations qui peuvent exister dans la ZATM et la ZAT où les gradients thermiques sont élevés. Ainsi, une nouvelle approche a été utilisée pour permettre à la fois de réduire la dispersion et de conserver la variation qui peut réellement exister. Cette approche consiste à réduire l'écart entre la valeur mesurée et la moyenne locale par un facteur de 3. Ce dernier est le plus petit facteur qui a permis de réaliser des cartographies montrant clairement la dureté des différentes zones des échantillons sans éliminer les variations locales (figure 4-13).

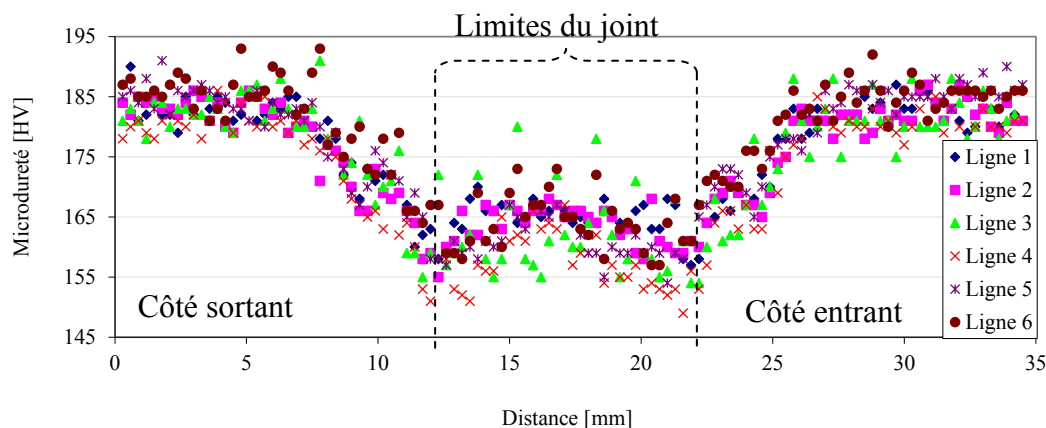


Figure 4-12: Profils de microdureté Vickers d'un échantillon brut de soudage.

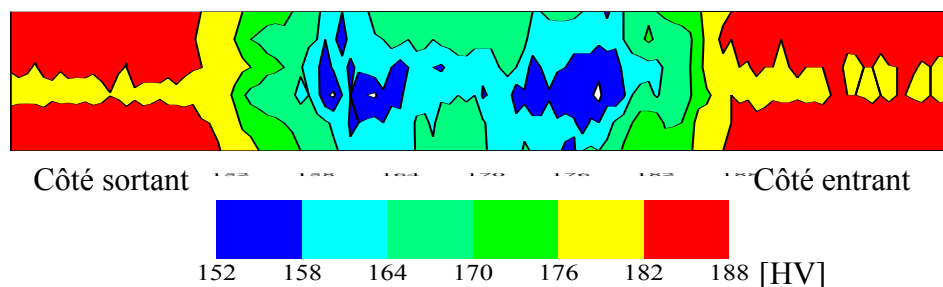


Figure 4-13: Cartographie de microdureté d'un échantillon brut de soudage.

La carte de microdureté (figure 4-13) montre que la dureté varie à travers l'épaisseur, les valeurs minimales étant au milieu de l'échantillon. Les valeurs mesurées sur la troisième et quatrième ligne sont les plus basses parmi les six lignes de mesure. Dans le métal de base, la différence entre les surfaces et le centre est dû à l'écrouissage causée par le laminage à froid de la tôle. Dans la zone du joint, la différence de microdureté est attribuable à deux facteurs différents;

- sur la surface du joint, le métal est en contact direct avec l'épaulement de l'outil. Cette zone a subi une mise en solution et un vieillissement naturel. La micrographie montre que

cette zone a été recristallisée et que la taille des grains est beaucoup plus petite que dans le métal de base;

- en-dessous du joint, le métal est en contact intime avec la plaque de support. En raison de la conduction thermique entre ces deux éléments, la température demeure plus basse qu'au milieu de l'échantillon. L'étendue de la zone qui a subi le survieillissement est plus restreinte qu'au milieu de la plaque.

4.1.5. Essais de traction

La figure 4-14 montre des courbes contrainte-déformation typiques du métal de base et des joints SFM bruts de soudage testés dans le cadre de ce projet. Le tableau 4-6 présente les propriétés mécaniques obtenues à partir de quatre essais ainsi que leur pourcentage par rapport au métal de base (valeur entre parenthèses). D'après ces résultats, la limite d'élasticité et la résistance à la traction des joints bruts de soudage sont à 75,7 % et 89,3 % de celles du métal de base respectivement. La rupture des échantillons de traction a eu lieu au milieu du noyau (figure 4-15). La cartographie de la dureté (figure 4-13) indique que la dureté du joint varie entre 152 HV et 164 HV tandis que celle du métal de base varie entre 182 HV et 188 HV. Ainsi, la réduction de la limite d'élasticité et de la résistance à la traction est due principalement à la baisse de dureté du joint.

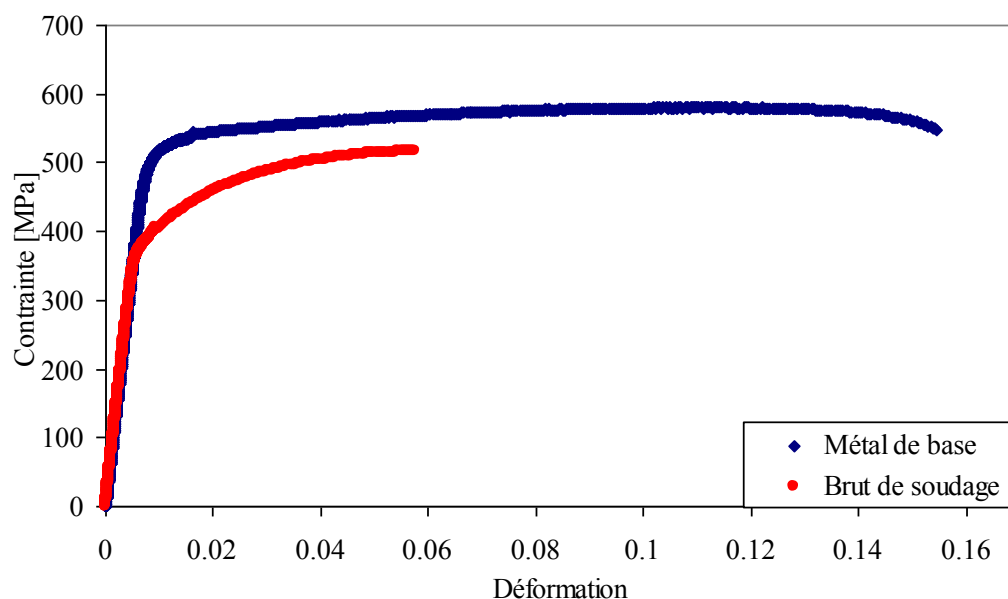


Figure 4-14: Courbe contrainte-déformation du métal de base et d'un joint brut de soudage.

Tableau 4-6: Propriétés mécaniques obtenues à partir des essais de traction du métal de base (MB) et des joints bruts de soudage (BS).

Condition	Limite d'élasticité [MPa]		Résistance à la traction [MPa]		Allongement à la rupture [%]		Module de Young [GPa]	
	valeur	moyenne	valeur	moyenne	valeur	moyenne	valeur	moyenne
MB	508,9	512,2	572	576,4	14,7	15,2	69,9	69,5
	514,2		577		15,2		69,7	
	514,2		581		15,4		69	
	511,5		576		15,4		69,4	
Écart type	2,6		3,7		0,4		0,4	
BS	390,6	387,7	508	514,8	4,1	5,7	71,5	70,2
	386,1		516		5,8		69,6	
	387,0		515		6,0		70,6	
	387,0		519		7,1		69	
Écart type	2,0		4,6		1,3		1,1	
Efficacité du joint		75,7 %		89,3 %		37,8 %		

L'épaisseur du joint est environ 3,5 % de moins que celle du métal de base. Cette réduction est due au déplacement du métal qui forme les bourrelets et des sillons tel qu'expliqué à la section 3.2.2. Elle diminue la capacité mécanique du joint comparativement au reste de l'échantillon. La section contrôlée des échantillons de traction a été cependant calculée en utilisant l'épaisseur de la plaque, soit 2,3 mm. Cette approche a été suivie car il était difficile de mesurer l'épaisseur utile du joint avec précision à cause de la présence de sillons de l'outil en surface. Aussi, en pratique, l'analyse structurelle des composantes mécaniques ne tient pas compte d'une réduction éventuelle de la section du joint.

L'allongement à la rupture des échantillons est calculé en se basant sur la distance de 50 mm entre les extrémités de l'extensomètre. Cet allongement sous-estime l'allongement réel du joint car la déformation est limitée à une zone de 10 mm de longueur. Sur la figure 4-15 on peut observer que seule la zone du joint (incluant la ZAT) montre une réduction de section. Il n'y a pas eu déformation dans le métal de base de part et d'autre du joint. Après la rupture, la section de l'éprouvette hors du joint est égale à la section initiale.

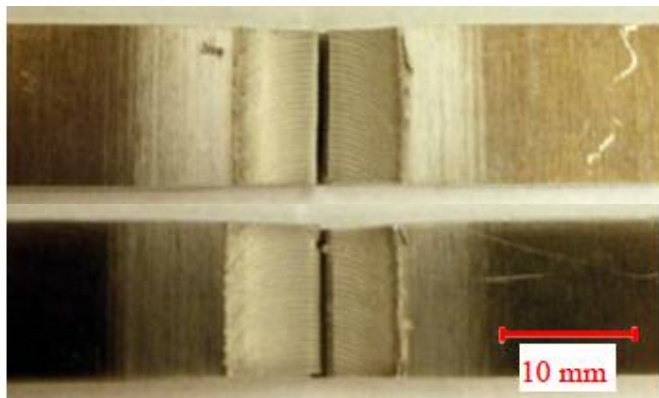


Figure 4-15. Rupture dans le noyau de deux échantillons de traction des joints bruts de soudage.

4.1.6. Essais de fatigue

La figure 4-16 présente les résultats des essais de fatigue du métal de base et des joints bruts de soudage. Aucun échantillon de fatigue ne s'est brisé entre 9×10^5 cycles et 10^7 cycles. Les essais de fatigue ont été arrêtés après que les échantillons du métal de base et des joints soudés aient accumulé plus de 4×10^6 et 9×10^6 cycles respectivement. Cette approche a été suivie pour limiter l'utilisation de la machine.

L'amplitude de contrainte correspondant à un million de cycles a été estimée en utilisant une méthode de régression semi-logarithmique (l'amplitude de contrainte versus logarithme du nombre de cycles) (Minitab Inc. 2007). Les valeurs obtenues sont 120 MPa et 92 MPa pour le métal de base et les joints bruts de soudage respectivement. La réduction de la résistance en fatigue des joints SFM par rapport au métal de base peut être expliquée en partie par la baisse de la limite d'élasticité telle que rapportée à la section 4.1.5. Il faut aussi considérer la présence de sillons de l'outil qui augmente la rugosité de surface.

Une analyse fractographique a été réalisée sur tous les échantillons afin de déterminer les sites d'amorçage des fissures de fatigue des échantillons soudés. La figure 4-16 présente des points avec une ligne horizontale qui indique que la fissure s'est amorcée en-dessous du joint, dans le puits de dureté de la ZAT observé sur la carte de la microdureté Vickers. Une ligne verticale à gauche du point expérimental identifie un essai où la fissure s'est amorcée dans les stries de l'outil du côté sortant du joint. Pour le reste des essais, les fissures de fatigue se sont amorcées

dans les stries de l'outil du côté entrant du joint. La figure 4-17 montre un site d'amorçage typique du côté entrant du joint. La figure montre aussi la propagation de la fissure le long du bourrelet du soudage qui forme une zone de concentration de contrainte.

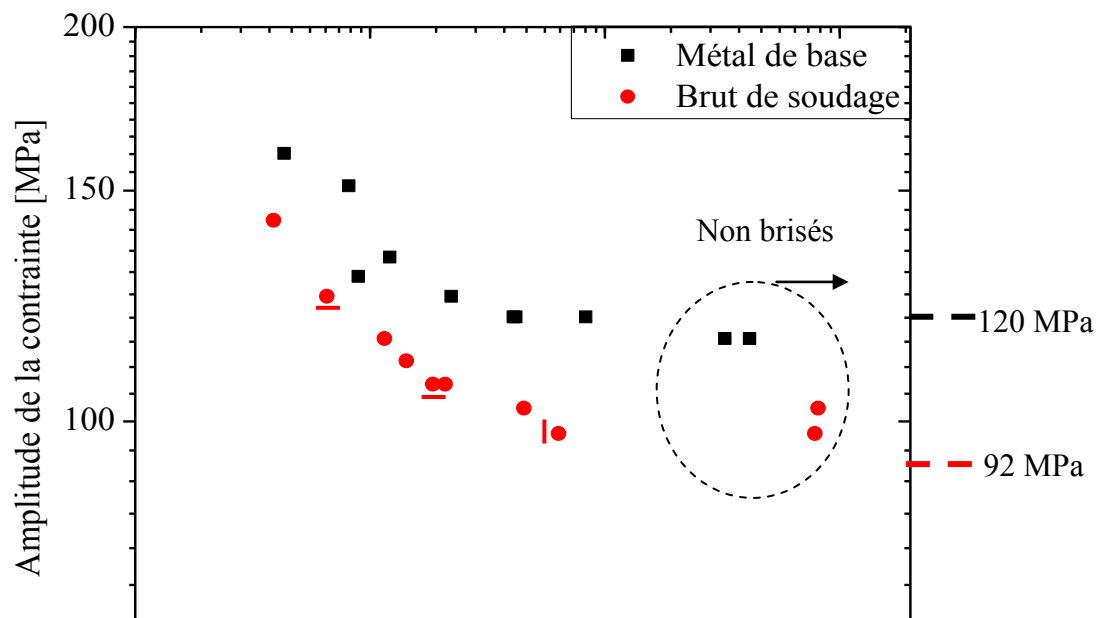


Figure 4-16: Courbes S-N à $R = 0,1$ du métal de base et des joints bruts de soudage ($f = 20$ Hz). Les lignes au dessous et à gauche des points indiquent que l'amorçage a eu lieu en-dessous et du côté sortant du joint respectivement.

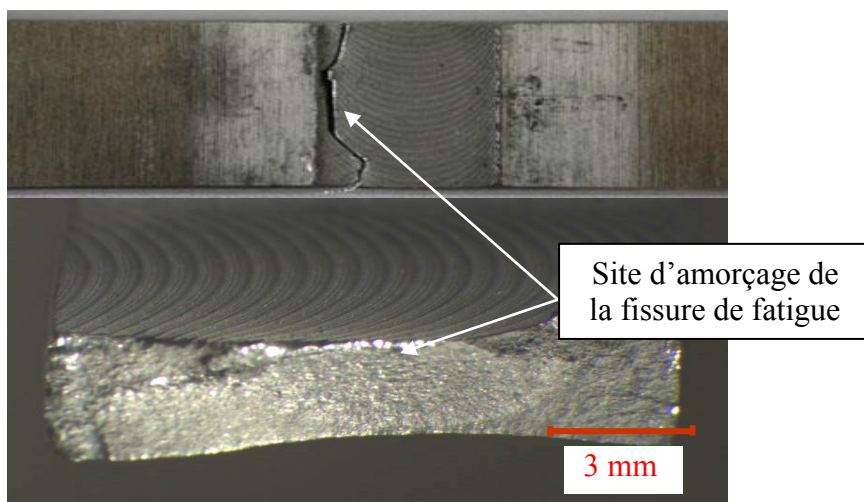


Figure 4-17: Site d'amorçage des fissures de fatigue le plus fréquent dans les joints bruts de soudage.

4.2 Joints parachevés par brossage

La caractérisation des joints brossés inclut l'évaluation des contraintes résiduelles, les essais de traction et les essais de fatigue. L'effet du brossage se limite à la surface du joint et n'altère pas son état métallurgique interne.

4.2.1. Contraintes résiduelles

Pour évaluer l'effet du brossage sur la distribution des contraintes résiduelles, des mesures ont été faites sur des échantillons de fatigue après brossage aux mêmes emplacements que les mesures prises sur les joints bruts de soudage et présentées sur le tableau 4-5. Les résultats présentés au tableau 4-7 montrent une augmentation des contraintes résiduelles en compression dans la direction transversale (perpendiculaire au joint) sur le dessus en bordure du joint. L'augmentation du niveau de contraintes résiduelles en compression pourrait être attribuée à la déformation plastique de la surface par les fils de la brosse.

En dessous du joint, le niveau de contraintes est pratiquement le même qu'avant brossage. Les contraintes résiduelles sont en tension dans le noyau et en compression dans la ZAT.

Tableau 4-7: Contraintes résiduelles transversales mesurées sur des échantillons de fatigue prélevés dans des joints brossés à 1 mm/s (F5 et F1) et brossés à 5 mm/s (F2).

Échantillon	Au-dessus [MPa]			Au-dessous [MPa]		
	En bordure côté sortant	Milieu du joint	En bordure côté entrant	En bordure côté sortant	Milieu du joint	En bordure côté entrant
F1	-96 5	-25 2	-59 6	-38 9	+36 3	-22 12
F5	-103 8	-29 2	-57 9	-35 8	+33 3	-25 9
F2	-100 6	-24 2	-52 11	-40 9	+28 2	-37 13
Moyenne	-100	-26	-56	-38	+32	-28

4.2.2. Essais de traction

Les résultats des essais de traction des joints brossés sont présentés au tableau 4-8 avec les données du métal de base et des joints bruts de soudage pour des fins de comparaison. Les résultats montrent que les résistances à la traction des joints brossés à 1 mm/s et à 5 mm/s sont pratiquement les mêmes que celle des joints bruts de soudage. Par contre la résistance à la traction et l'allongement à la rupture de deux échantillons brossés sont inférieurs aux valeurs mesurées dans leurs groupes respectifs (tableau 4-8). Cette différence a baissé les moyennes de la résistance à la traction et l'allongement à la rupture des joints brossés par rapport aux joints bruts de soudage. Les écarts types de la résistance à la traction et l'allongement à la rupture sont de 45,9 MPa et 1,8 % respectivement. Ceci représente une augmentation considérable par rapport aux valeurs calculées à partir des résultats des essais de traction des joints bruts de soudage qui sont de 4,6 MPa et 1,3 % pour la résistance à la traction et l'allongement à la rupture respectivement. Les deux échantillons possèdent une limite d'élasticité du même ordre de grandeur que celles des autres échantillons dans leurs groupes respectifs.

L'analyse fractographique des échantillons de traction, effectuée à l'aide d'un microscope optique, n'a pas montré de différence qui peut expliquer l'écart de l'allongement à la rupture. La figure 4-18 montre la facette de rupture en cisaillement de l'échantillon dont l'allongement à la rupture est le plus bas (1.3 %). Comme pour les joints plus ductiles on observe deux zones qui peuvent être attribuées à la différence entre les tailles des grains dans le noyau (partie supérieure du joint à grains fins) et la ZATM (partie inférieure à grains plus gros). Cependant, la réduction de section dans la zone du noyau est inférieure à celle mesurée sur les autres échantillons. La figure 4-19 montre que les réductions de largeur dans la zone de rupture sont de 0,681 mm et de 1,023 mm pour les échantillons dont les allongements à la rupture sont de 1,3 % et 5,5 % respectivement. Ces deux échantillons sont prélevés de la même plaque soudée et parachevée par brossage à 5 mm/s.

Tableau 4-8: Résultats des essais de traction du métal de base (MB), des joints bruts de soudage (BS) et des joints brossés à deux vitesses différentes. Les valeurs entre parenthèses indiquent l'efficacité du joint par rapport au métal de base.

Condition	Limite d'élasticité [MPa]		Résistance à la traction [MPa]		Allongement à la rupture [%]		Module de Young [GPa]	
	valeurs	moyenne	valeurs	moyenne	valeurs	moyenne	valeurs	moyenne
MB	508,9	512,2	572	576,4	14,7	15,2	69,9	69,5
	514,2		577		15,2		69,7	
	514,2		581		15,4		69	
	511,5		576		15,4		69,4	
BS	390,6	387,7 (75,7)	508	514,8 (89,3)	4,1	5,7 (37,8)	71,5	70,2
	386,1		516		5,8		69,6	
	387,0		515		6,0		70,6	
	387,0		519		7,1		69	
Brossés à 1 mm/s	391,4	388,3 (75,8)	487	506,3 (87,8)	2,8	4,5 (29,8)	73,1	71,0
	388,8		507		4,0		71,7	
	386,1		514		5,6		71,8	
	387,0		517		5,8		67,4	
Écart type	2,4		13,4		1,4		2,5	
Brossés à 5 mm/s	387,4	389,1 (76)	513	493,5 (85,6)	4,8	4,0 (26,3)	69,7	70,1
	391,4		513		4,4		69,6	
	392,3		523		5,5		70,6	
	385,2		425		1,3		70,3	
Écart type	3,4		45,9		1,8		0,5	



Figure 4-18: Fractographie de l'échantillon de traction dont l'allongement à la rupture est de 1,3%.

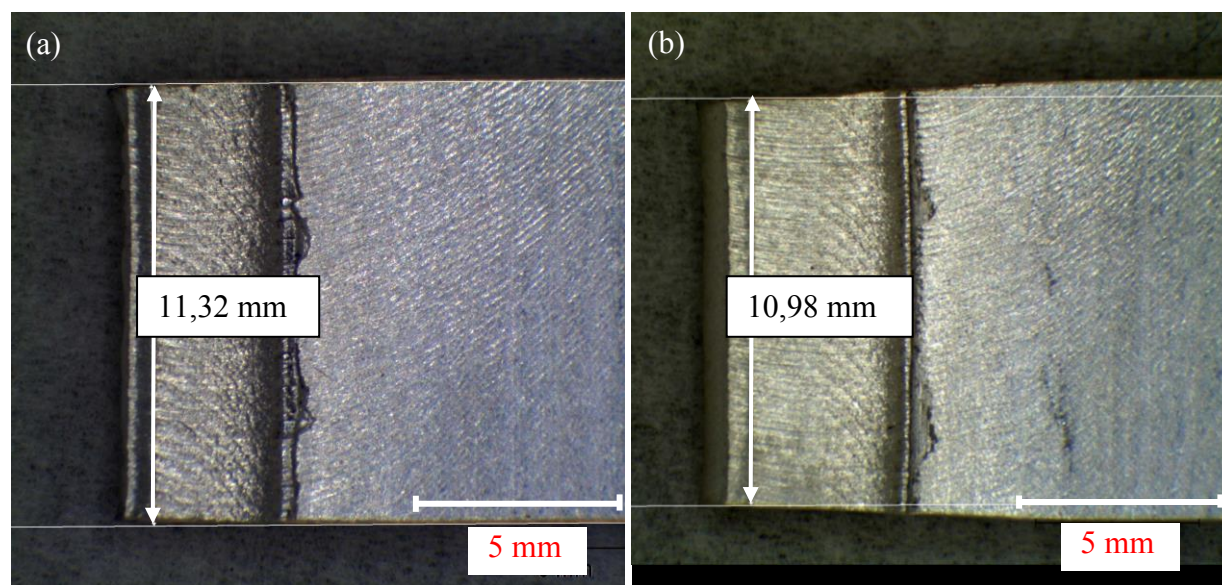


Figure 4-19: Réduction de largeur dans la zone du noyau des échantillons de traction parachevés par brossage dont l'allongement à la rupture est de (a) 1,3 % et (b) de 5,5 %. La largeur initiale de l'échantillon est de 12 mm.

4.2.3. Essais de fatigue

Les résultats des essais de fatigue des joints brossés sont présentés à la figure 4-20. Ils montrent une amélioration de la résistance en fatigue par rapport aux joints bruts de soudage. Le niveau de contraintes correspondant à 10^6 cycles est estimé en suivant la même approche que pour le métal de base et les joints bruts de soudage (section 4.1.6). Cette valeur est de 108 et 105 MPa pour les joints brossés à 1 mm/s et 5 mm/s respectivement, comparativement à 92 MPa pour les joints bruts de soudage. La figure 4-20 montre que les joints brossés à une vitesse d'avance de 1 mm/s sont globalement légèrement meilleurs que ceux brossés à une vitesse d'avance de 5 mm/s.

Le brossage a augmenté la contrainte résiduelle de compression en bordure du joint de -65,3 MPa à -100 MPa et a réduit la rugosité de surface d'environ 50 %. La figure 3-15 montre que le brossage a pratiquement éliminé les sillons de l'outil en bordure du joint. Ainsi, il est possible de

dire que l'amélioration de la résistance en fatigue des joints brossés est causée par l'élimination des défauts géométriques et par l'augmentation de la contrainte résiduelle en compression à la surface du joint.

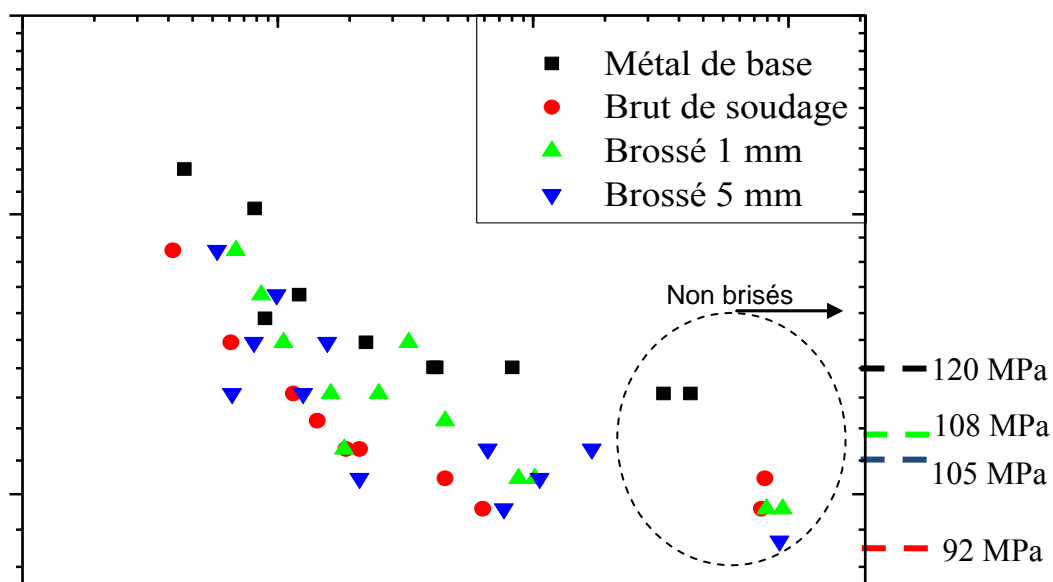


Figure 4-20 : Courbes S-N à $R = 0,1$ des joints parachevés par brossage comparés au métal de base et aux joints bruts de soudage ($f = 20$ Hz).

Les fissures de fatigue des échantillons brossés se sont amorcées au-dessous du joint dans les zones affectées thermiquement. Aucune fissure de fatigue ne s'est amorcée sur la surface du joint. Ceci indique que le brossage a rendu la faiblesse mécanique moins importante que la faiblesse métallurgique (puits de dureté dans la ZAT). La figure 4-21 présente un cas typique de rupture par fatigue d'un joint brossé où la fissure s'est amorcée dans la ZAT.

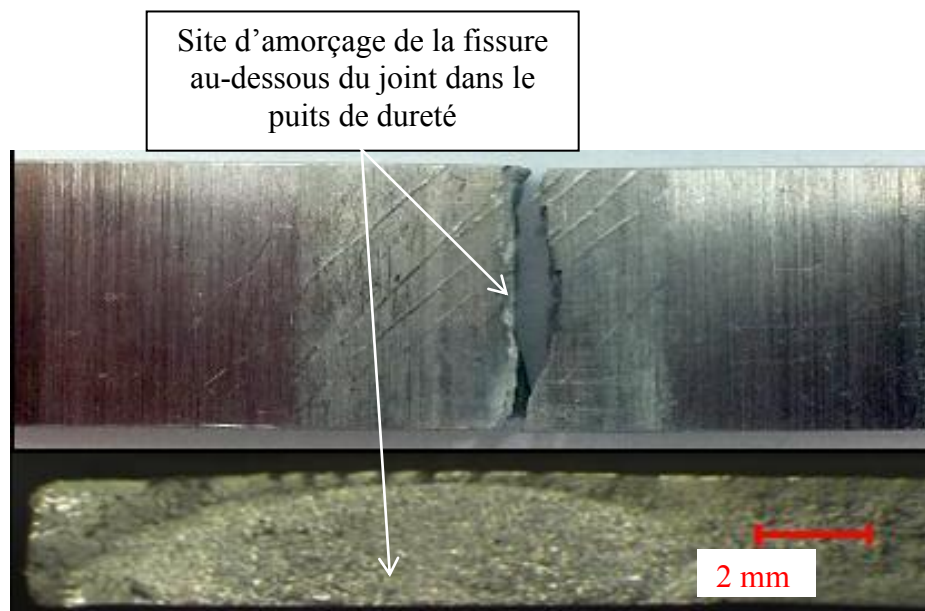


Figure 4-21 : Fractographie d'un échantillon brossé. Le site d'amorçage de la fissure de fatigue est au-dessous du joint dans la ZAT.

4.3 Joints galetés

La caractérisation des joints galetés comprend la mesure des défauts de planéité avant et après galetage, la cartographie de la microdureté Vickers, la métallographie, les essais de traction, les essais de fatigue et la fractographie des essais de fatigue.

4.3.1. Mesures des défauts de planéité

La déformation plastique locale due au gradient thermique entre la zone du joint et le reste de la plaque et au comportement élasto-plastique du matériau causent une distorsion des plaques soudées et des contraintes résiduelles dans le voisinage du joint. Le galetage local avec une pression suffisamment élevée pour causer une déformation plastique peut changer la distribution des contraintes résiduelles dans la zone du joint et réduire la distorsion des plaques soudées, tel que rapporté par Altenkirch, Steuwer et al. (2009). Quant aux propriétés mécaniques,

l'écrouissage superficiel et la présence de contraintes résiduelles en compression pourraient améliorer la résistance en fatigue de la zone galetée.

Les mesures des défauts de planéité ont été compilées dans le logiciel Originelab afin de tracer une surface en trois dimensions. Les surfaces avant et après galetage de deux plaques soudées ont été superposées sur le même graphique afin de mettre l'effet du galetage en évidence (figure 4-22 et figure 4-23).

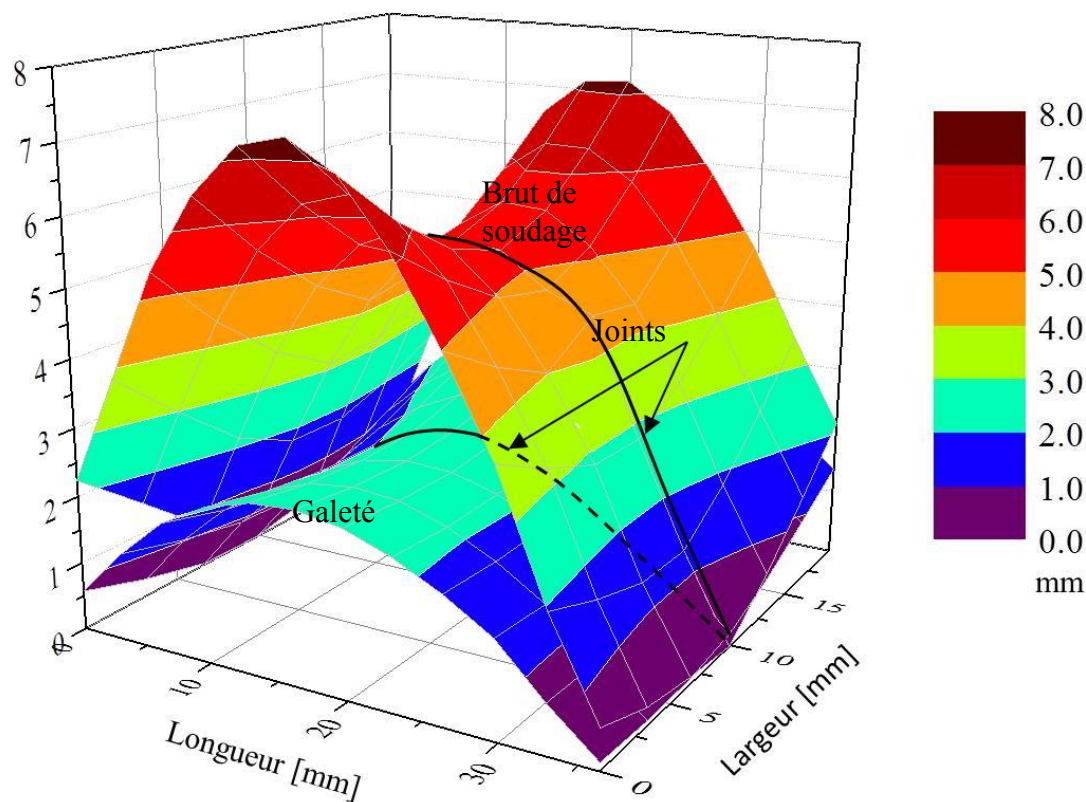


Figure 4-22 : Planéité du joint avant et après galetage par-dessus.

Le galetage par-dessus le joint réduit la déformation de 65 % (figure 4-22). Ce pourcentage est calculé en utilisant les valeurs maximales mesurées sur la plaque avant et après galetage. Le galetage par-dessous le joint réduit la déformation de 40 %, mais il inverse le sens de la déformation (figure 4-23). Tel qu'expliqué à la section 3.2.2, le galetage a été réalisé en appliquant une force de 20 kN pour réduire les déformations des plaques et induire des contraintes résiduelles en compression dans la zone du joint. Il serait donc possible de réduire

davantage la déformation en réduisant la force verticale du galetage par-dessous. Par contre, les contraintes résiduelles du galetage seront moindres. Le niveau de contraintes résiduelles dans la zone du joint affecte sa résistance en fatigue.

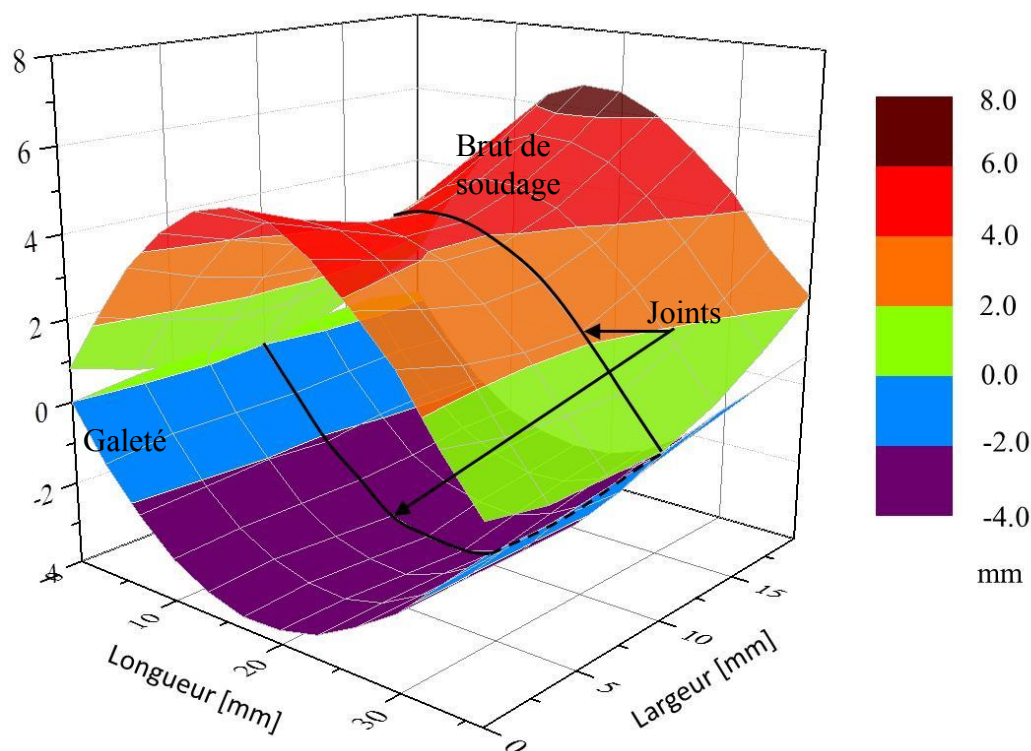


Figure 4-23 : Planéité d'un joint avant et après galetage par-dessous.

4.3.2. Microdureté d'un joint galeté par-dessous

La cartographie de microdureté Vickers d'un joint galeté à la surface a été faite en utilisant les mêmes paramètres que ceux utilisés pour cartographier le joint brut, soit une masse de 300 mg et un temps d'attente de 15 secondes. La première ligne de mesure a été également placée à 0,3 mm au-dessous de la surface galetée (section 3.4.2). La méthode de régression de données est la même que celle utilisé pour le joint brut (section 4.1.4). La figure 4-24 montre la microdureté de la première ligne d'un joint brut et d'un joint galeté par-dessous. D'après cette figure, on peut constater que le galetage n'a pas écroui le joint à une profondeur de 0,3 mm au-dessous de la surface (figure 4-24). La carte de microdureté à l'intérieure du joint galeté (figure 4-25) ne montre pas non plus de différence par rapport aux joints bruts de soudage.

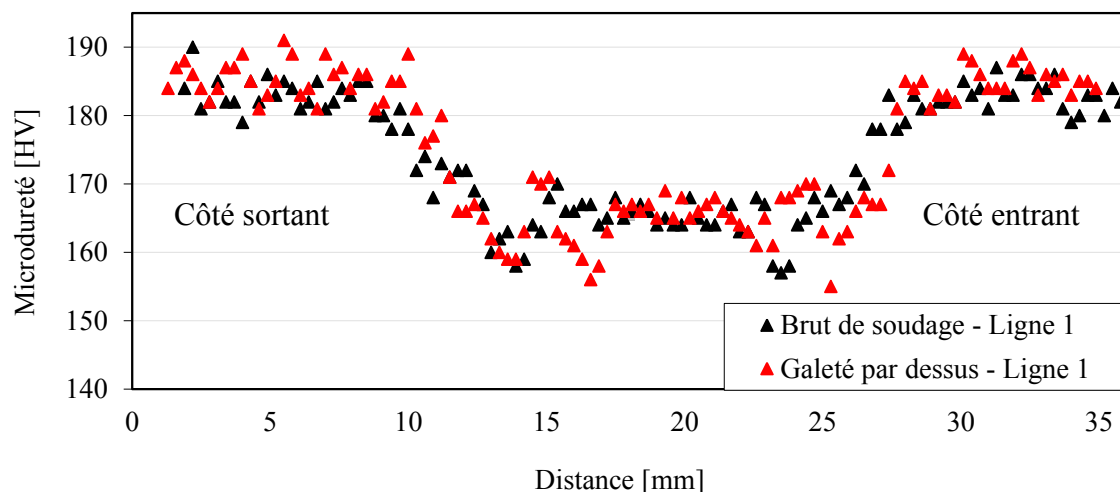


Figure 4-24 : Profils de microdureté Vickers mesurés à une profondeur de 0,3 mm de la surface supérieure du joint.

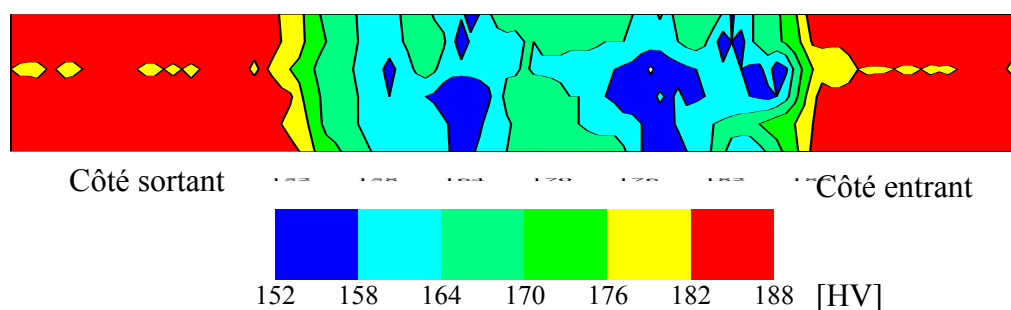


Figure 4-25 : Carte de microdureté Vickers d'un joint galeté par-dessus.

4.3.3. Analyse de la métallographie

Les macrographies des joints galetés par-dessous et par-dessous montrent les mêmes caractéristiques que les joints bruts de soudage. La différence entre les joints bruts de soudage et les joints galetés se limite à l'écrasement des sillons et des bourrelets. Cependant, la différence la plus remarquable est dans les zones en dessous des bourrelets. Ailleurs dans le joint, la microstructure demeure identique à celle du joint brut.

Les macrographies des joints galetés montrent que les bourrelets sont écrasés dans le joint. La figure 4-26 montre l'écrasement du bourrelet dans un joint brut galeté par-dessous. La profondeur de l'entaille causée par l'écrasement est d'environ 100 μm . La déformation due à l'écrasement du

bourrelet est visible sur environ 600 μm au dessous de la surface du joint. Le volume de ce bourrelet est nettement plus grand que celui d'un bourrelet d'un joint brossé avant galetage tel que présenté à la figure 4-27. Les bourrelets écrasés sont aussi visibles sur les joints galetés par-dessus bruts et brossés avant galetage tel que présenté à la figure 4-28. Cette dernière montre que la profondeur de l'entaille est d'environ 80 μm et que la déformation due à l'écrasement du bourrelet est visible sur environ 500 μm au dessous de la surface du joint.

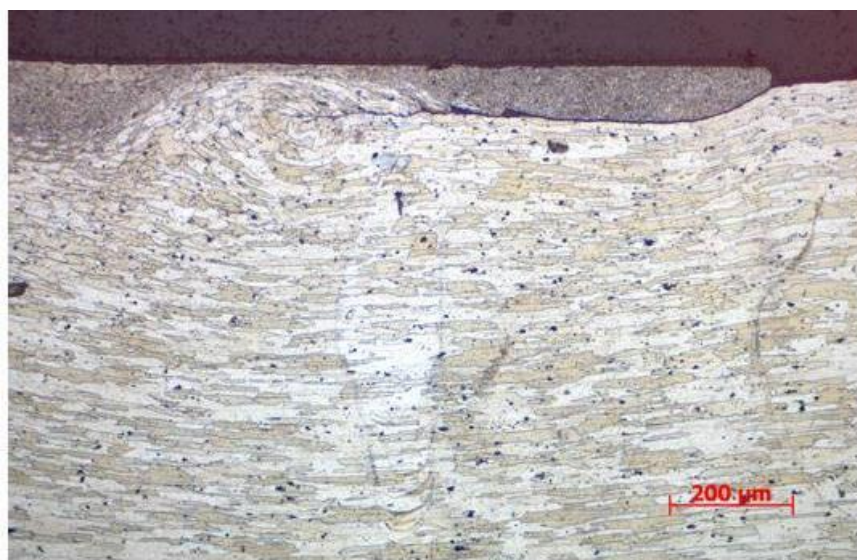


Figure 4-26 : Bourrelet écrasé sur un joint brut galeté par-dessous.

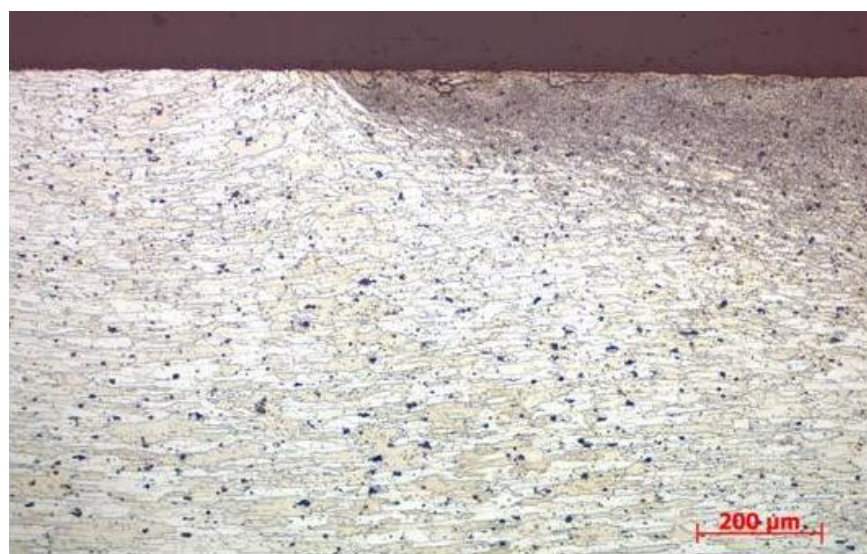


Figure 4-27 : Bourrelet écrasé du côté entrant d'un joint brossé et galeté par-dessous.

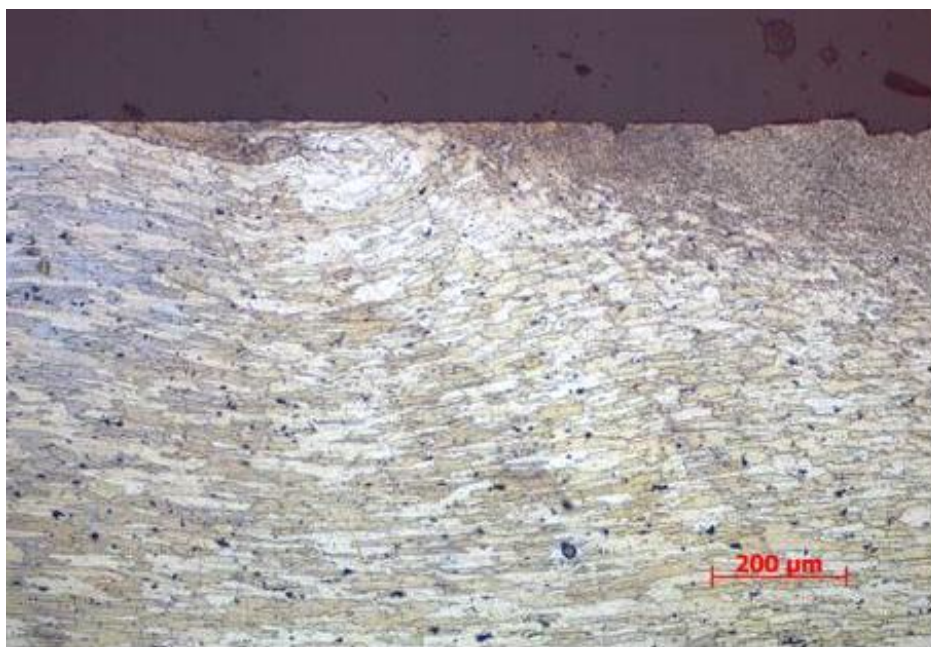


Figure 4-28 : Bouurrelet écrasé du côté entrant sur un joint brossé et galeté par-dessus.

4.3.4. Essais de traction des joints galetés

Les résultats des essais présentés au tableau 4-9 montrent que le galetage a amélioré la limite d'élasticité sans toutefois changer la résistance à la traction. En moyenne, la limite d'élasticité et la résistance à la traction sont de 405,9 MPa et de 518 MPa soit 79,2 % et 89,9 % de celles du métal de base respectivement, ce qui représente une amélioration de la limite d'élasticité de 3,5 % (18,2 MPa) par rapport aux joints bruts de soudage. Cependant, la résistance à la traction des joints galetés est pratiquement la même que celle des joints bruts de soudage.

La figure 4-29 présente les courbes contrainte – déformation du métal de base, d'un joint brut et d'un joint galeté. Les courbes du joint brut et du joint galeté se superposent tout au long de l'essai.

Tableau 4-9 : Résultats des essais de traction des joints galetés.

Condition	Limite d'élasticité [MPa]		Résistance à la traction [MPa]		Allongement à la rupture [%]		Module de Young [GPa]	
	valeurs	moyenne	valeurs	moyenne	valeurs	moyenne	valeurs	moyenne
galeté par-dessus	408	405,9 (79,2)	521,8	518,0 (89,9)	4,4	5,5 (36,2)	70,6	70,0
	404		514		3,6		71,1	
	403		447,1		1,3		71,1	
	400		510,9		3,7		70	
galeté par-dessous	406		500,1		2,7		71,3	
	408		519,2		4,0		70,3	
	410		530		6,5		69,6	
	413		526		5,5		68,8	
Brossé galeté par-dessus	408		539		10,2		70,1	
	404		539		9,7		69,2	
	403		529		7,8		68	
	394		520		5,5		70,2	
Brossé galeté par-dessous	402		518		4,7		69,2	
	411		535		7,0		70,8	
	411,5		535		6,9		71,5	
	408,5		503		3,9		68,3	
Écart type	4,9		22,3		2,4		1,1	

La résistance à la traction des joints galetés est pratiquement la même que celle des joints bruts de soudage. Cependant, l'écart type des essais des résultats des joints galetés est de 22,3 MPa comparativement à celui des joints bruts de soudage qui est de 4,6 MPa. Cette variation est causée par l'écart entre la moyenne et la résistance d'un échantillon brut de soudage – galeté par dessus dont la résistance à la traction est de 447,1 MPa (tableau 4-9). Ce même échantillon possède une limite d'élasticité légèrement inférieure à la moyenne (403 MPa). L'observation des facettes de rupture sous microscope optique n'a permis d'identifier aucune anomalie qui peut être la cause probable de cette différence.

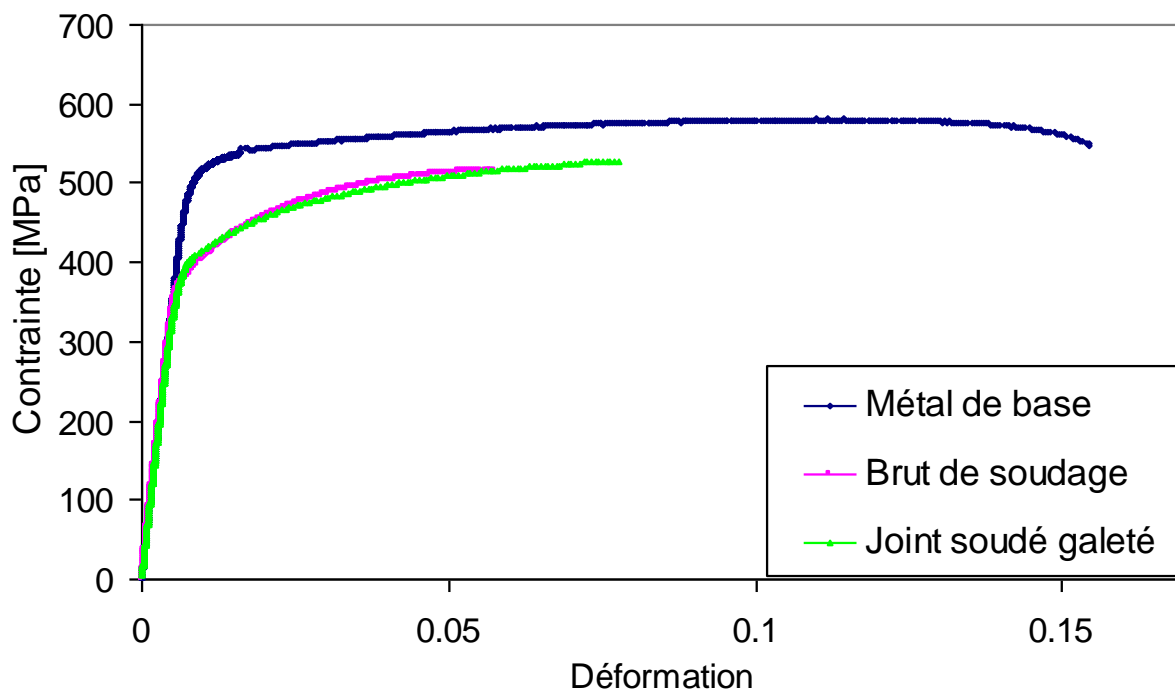


Figure 4-29 : Essais de traction d'un joint galeté par-dessous.

La moyenne de l'allongement à la rupture est pratiquement la même que celle des joints bruts de soudage. Cependant, les résultats montrent une variation importante entre les valeurs minimale et maximale (de 1,3 % à 10,2 %). À cause de cette variation, l'écart type de l'allongement à la rupture des échantillons galetés est de 2,4 % ce qui présente 47 % de la moyenne. Ce même phénomène a été observé sur les échantillons brossés (section 4.2.2). L'analyse fractographique des échantillons n'a pas permis de trouver une explication à cette variation. Par contre, comme pour les échantillons brossés, les réductions de section dans la zone du noyau montrent une différence significative (figure 4-19).

4.3.5. Essais de fatigue des joints galetés

Durant cette étude, la force verticale maximale disponible sur la machine FSW a été appliquée lors du galetage par dessus et par dessous afin d'induire le plus possible de contraintes résiduelles en compression dans la zone du joint. L'écroutissage et les contraintes en compression en dessous

du joint devraient permettre de compenser une partie de la faiblesse métallurgique de la ZAT. Celle-ci est mise en évidence lors des essais de fatigue des échantillons brossés.

Contrairement à ce qui était attendu, le galetage réduit la résistance en fatigue des joints SFM (figure 4-30). Cette réduction est pratiquement la même pour les joints galetés par-dessus et par-dessous. La réduction de la résistance est à la fois dans le domaine de la fatigue oligocyclique et celui de la fatigue-endurance. Le niveau de contrainte correspondant à 10^6 cycles varie entre 48 MPa (galetage direct par-dessus) et 57 MPa (galetage par-dessous après brossage) soit environ 47 % à 38 % inférieur à celui des joints bruts de soudage (92 MPa). Pour économiser du temps d'opération de la machine, les essais de fatigue ont été arrêtés à moins de 2×10^6 cycles, car il était évident que la performance des joints galetés était inférieure à celle des joints bruts de soudage.

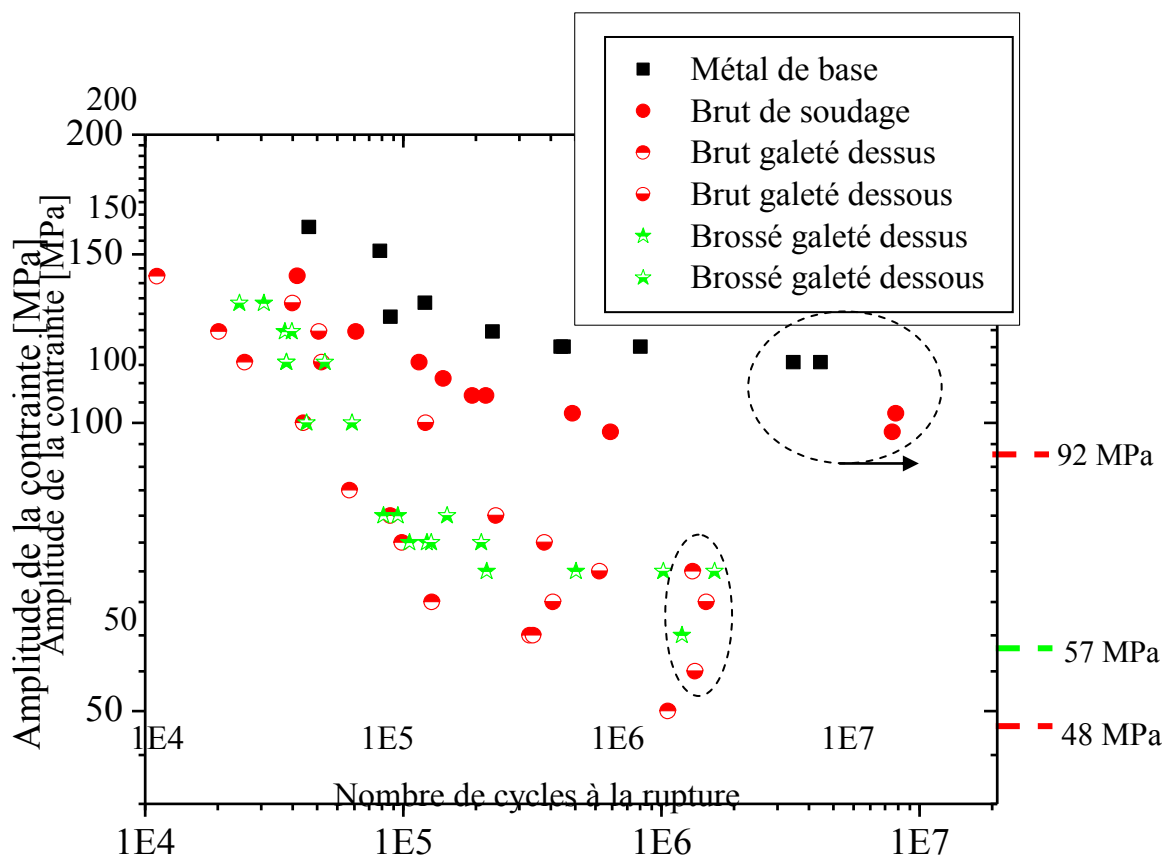


Figure 4-30 : Courbes S-N à $R = 0,1$ du métal de base et des joints galetés ($f = 20$ Hz).

L'amorçage de fissures de fatigue a eu lieu au-dessous des bourrelets écrasés de tous les joints galetés. Les fractographies des joints galetés montrent que la fissure de fatigue se propage le long de la zone de concentration de contraintes de l'entaille causée par l'écrasement du bourrelet (figure 4-31). Certaines fractographies montrent la présence de multiples sites d'amorçage. Celles-ci coalescent entre elles pour former une large fissure avant la rupture (figure 4-32).



Figure 4-31 : Fractographie d'un joint galeté.

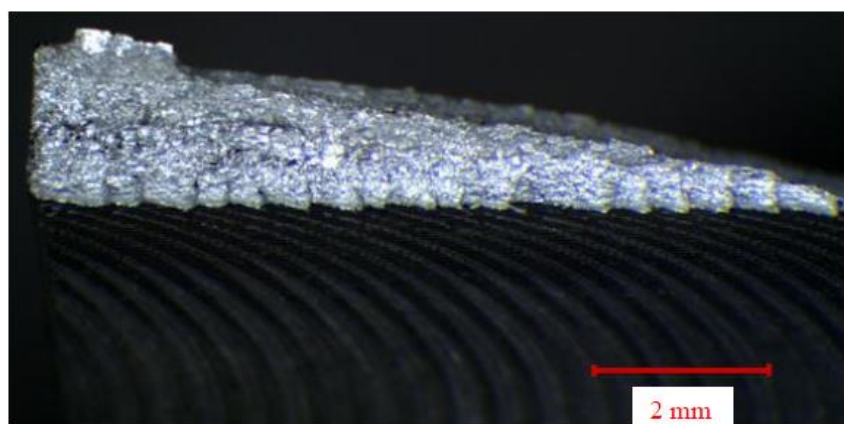


Figure 4-32 : Fractographie d'un joint galeté par-dessous qui montre de multiples sites d'amorçage aux extrémités des sillons écrasés. La figure montre aussi la rupture finale par cisaillement.

Puisque le galetage est susceptible d'induire un écrouissage superficiel et des contraintes résiduelles de compression, on pouvait s'attendre à ce que le galetage améliore la résistance en fatigue des joints SFM. Cependant, l'écrasement des bourrelets de soudage observé sur les micrographies des joints galetés a éliminé l'effet bénéfique du galetage. L'écrasement des bourrelets est la cause de la réduction de la résistance en fatigue.

4.4 Joints usinés

La caractérisation des joints parachevés par usinage s'est limitée aux essais de traction et de fatigue. Ce traitement n'affecte pas la métallurgie interne du joint.

4.4.1. Essais de traction

Les essais de traction des joints usinés ont été effectués en suivant les mêmes procédures que celles des essais du métal de base. Le tableau 4-10 présente les résultats des essais ainsi que le pourcentage par rapport au métal de base. Tel qu'expliqué à la section 3.2.4, l'usinage de la surface du joint a été effectué sur les échantillons de fatigue et de traction après découpage de la plaque soudée. L'épaisseur dans la zone du joint varie d'un échantillon à l'autre. Cependant, la limite d'élasticité et la résistance à la traction sont calculées en se basant sur l'épaisseur originale de la plaque soit 2,3 mm pour être comparés à ceux des joints bruts de soudage (section 4.1.5). Les résultats indiquent que la résistance à la traction des joints usinés est inférieure à celle des joints bruts de soudage. La différence entre les deux est d'environ 2,4 %. Elle pourrait être attribuable à la réduction de l'épaisseur causée par l'usinage.

Tableau 4-10 : Résultats des essais de traction des joints parachevés par usinage. L'efficacité du joint par rapport au métal de base est présentée entre parenthèses.

Condition	Limite d'élasticité [MPa]		Résistance à la traction [MPa]		Allongement à la rupture [%]		Module de Young [GPa]	
	valeurs	moyenne	valeurs	moyenne	valeurs	moyenne	valeurs	moyenne
MB	508,9	512,2	572	576,4	14,7	15,2	69,9	69,5
	514,2		577		15,2		69,7	
	514,2		581		15,4		69	
	511,5		576		15,4		69,4	
BS	390,6	387,7 (75,7)	508	514,8 (89,3)	4,1	5,7 (37,8)	71,5	70,2
	386,1		516		5,8		69,6	
	387,0		515		6,0		70,6	
	387,0		519		7,1		69	
Usiné	371,0	374,0 (73,0)	496	502,3 (87,1)	7,5	6,8 (44,7)	74,3	73,2
	373,0		498		5,6		73,1	
	380,0		508		7,4		72,1	
	372,0		507		6,8		73,4	
Écart type	4,1		6,1		0,8		0,9	

4.4.2. Essais de fatigue

Les résultats des essais de fatigue des joints parachevés par usinage sont présentés à la figure 4-33. Tel qu'expliqué à la section 4.1.5, il est difficile de déterminer avec précision l'épaisseur utile d'un joint brut de soudage à cause de la présence des sillons de l'outil à la surface du joint. Par contre, l'épaisseur du joint est facilement mesurable après usinage. Elle est d'environ 2,15 mm, mais, pour la courbe S-N, l'épaisseur considérée est celle du métal de base (2,3 mm).

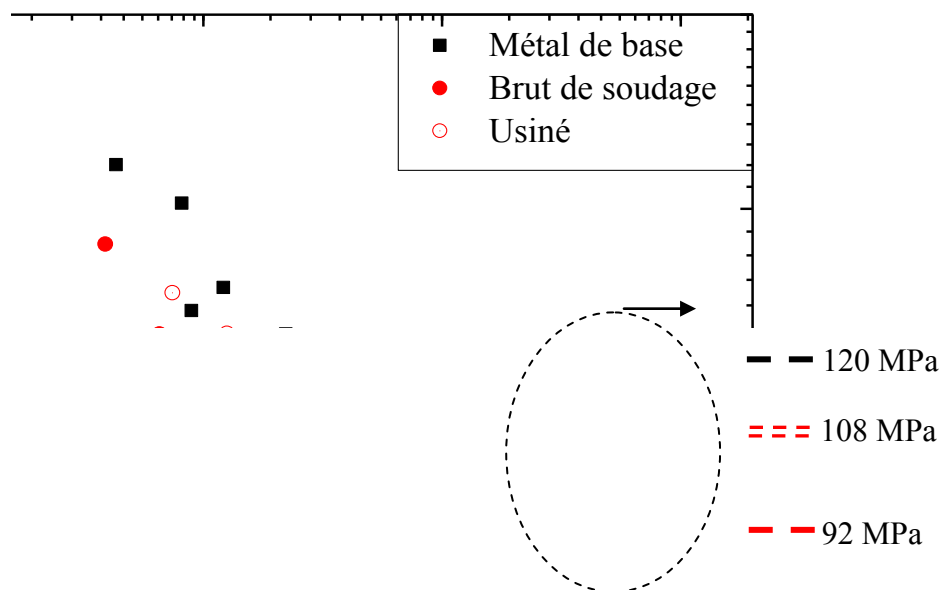


Figure 4-33: Courbes S-N à $R = 0,1$ du métal de base, des joints bruts de soudage et des joints parachevés par usinage ($f = 20$ Hz).

Le but principal des essais est d'évaluer l'effet de parachevement par usinage sur l'amélioration de la résistance en fatigue des joints SFM de tôle mince. L'effet d'usinage est surtout visible à grand nombre de cycles (N plus grand que 9×10^5). La contrainte correspondante à 10^6 cycles est de 108 MPa soit 90,4 % de celle du métal de base et 117 % de celle des joints bruts de soudage. Cette amélioration est la même que celle du parachevement par brossage à 1 mm/s (108 MPa). Les fissures de fatigue se sont amorcées dans les puits de dureté du côté entrant ou sortant au-dessous du joint. Ainsi, l'écart de 9,6 % entre le métal de base et les joints parachevés par usinage est attribuable à la chute de dureté dans la ZAT et à la réduction de la section dans la zone du joint.

4.5 Joints parachevés par brossage et traitement thermique

Les plaques soudées ont des dimensions qui dépassent la capacité du four de traitement thermique. Ainsi, les plaques ont été coupées en bandes d'environ 30 mm de largeur avant le traitement thermique. Les échantillons de traction et de fatigue ont été usinés après traitement

thermique à partir des bandes. Les échantillons possèdent les mêmes caractéristiques géométriques que celles des échantillons utilisés préalablement dans cette étude. La caractérisation inclut la cartographie de la microdureté Vickers, les essais de traction, les essais de fatigue et la fractographie après les essais de fatigue.

4.5.1. Cartographie de la microdureté

La cartographie de l'échantillon montre que la dureté de l'échantillon parachevé par traitement thermique est pratiquement égale à celle du métal de base (figures 4-34, 4-35 et 4-36). Cependant, les mesures montrent que la dureté de l'échantillon parachevé par traitement thermique n'est pas uniforme. À travers l'épaisseur, les lignes du milieu (ligne 3 et ligne 4) montrent que la dureté dans la ZAT est inférieure aux valeurs mesurées sur le reste du joint. La figure 4-35 montre que les valeurs mesurées dans le noyau sont légèrement supérieures à celles mesurées sur le reste de l'échantillon. La valeur minimale mesurée dans la ZAT et la valeur maximale mesurée dans le noyau sont de 169 HV et 187 HV respectivement (figure 4-35 et figure 4-36). La cartographie montre aussi que la dureté au milieu de l'échantillon est environ 7 HV inférieure à celle en surface à la longueur de l'échantillon (figure 4-37). Cependant, l'écart est pratiquement le même que celui mesuré sur l'échantillon brut de soudage (figure 4-13). Les données sont aussi présentées sur la figure 4-37 après régression des valeurs vers la moyenne de chacune des 6 lignes tel qu'expliqué à la section 4.1.4.

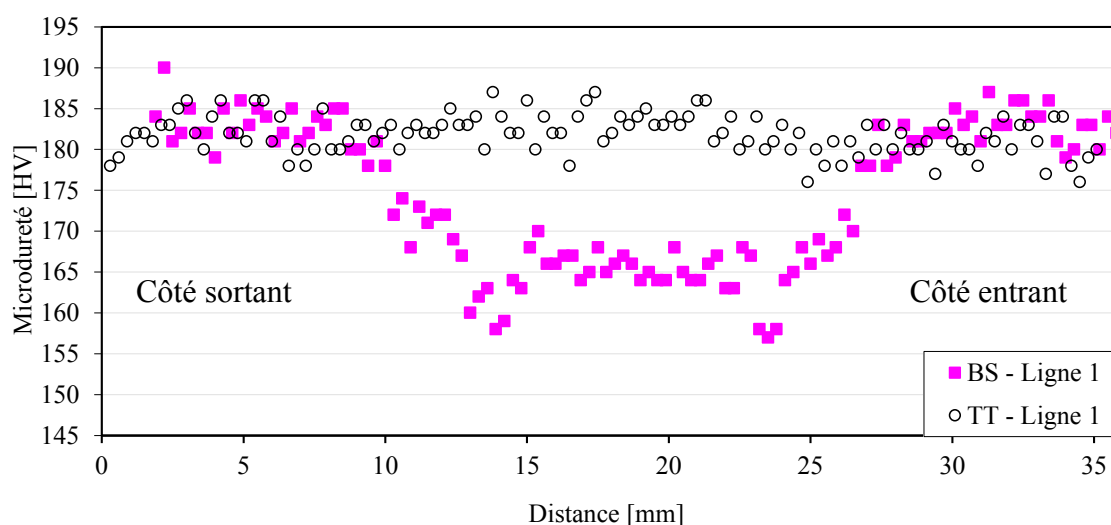


Figure 4-34: Mesures de microdureté Vickers sur la première ligne du joint brut (BS-ligne 1) et du joint parachevé par broissage et traitement thermique (TT – ligne 1).

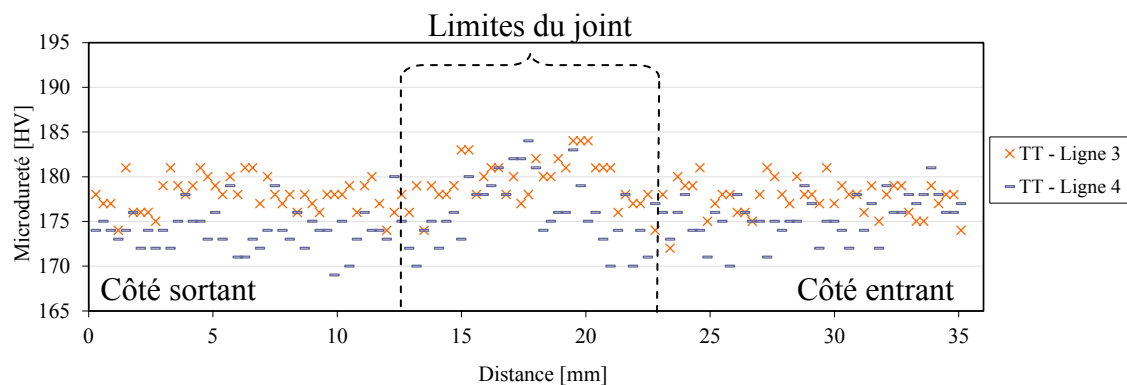


Figure 4-35: Mesures de microdureté Vickers au milieu de l'échantillon parachevé par traitement thermique.

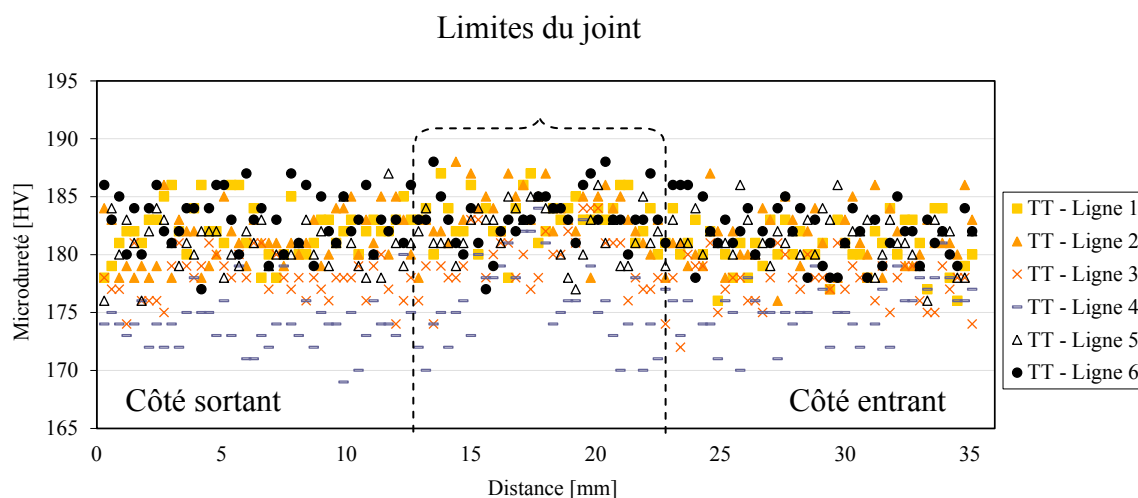


Figure 4-36: Mesures de la microdureté Vickers sur un joint parachevé par traitement thermique.

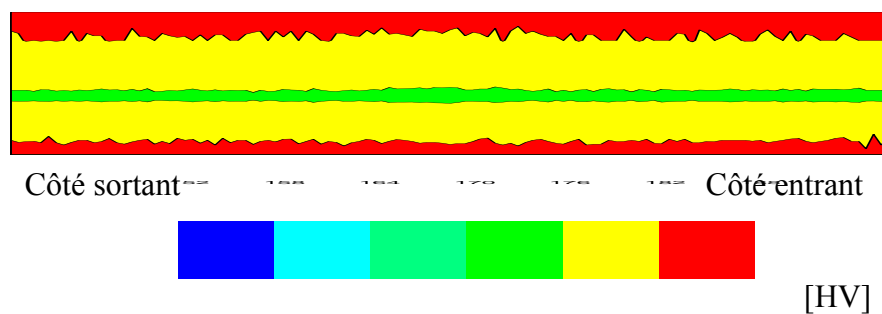


Figure 4-37: Cartographie de la microdureté Vickers du joint parachevé par traitement thermique après régression des données.

4.5.2. Métallographie

La métallographie du joint montre une augmentation de la taille de grains à la surface et à la racine du joint. Au dessous de la surface du joint la taille de grain varie entre $100\ \mu\text{m}$ et $200\ \mu\text{m}$, la croissance de grains se limitant aux régions justes au dessous de la surface sur une distance variant entre $100\ \mu\text{m}$ et $400\ \mu\text{m}$ (figure 4-38 a).



Figure 4-38: Métallographies du joint soudé après traitement thermique de mise en solution, trempe et vieillissement; (a) une macrographie du joint et (b) un agrandissement d'une partie du joint proche de la surface (au milieu du joint).

4.5.3. Essais de traction

Les résultats des essais de traction des joints parachevés par brossage suivi de traitement thermique sont présentés au tableau 4-11. Les valeurs entre parenthèses indiquent le pourcentage par rapport au métal de base. Les résultats montrent que la limite d'élasticité et la résistance à la traction sont en moyenne de 485,5 MPa et de 538,6 MPa respectivement. Ces valeurs sont égales

à 94,8 % et 93,4 % de celles du métal de base, et ceci, en calculant les contraintes avec la section du métal de base, c'est-à-dire sans tenir compte de la réduction de l'épaisseur de 3,5 % dans le joint. Lorsque les sections des échantillons sont calculées avec l'épaisseur réelle du joint, la limite d'élasticité et la résistance à la traction sont d'environ 98 % de celles du métal de base. Il faut noter que les ruptures des échantillons de traction ont eu lieu dans le joint où l'aire de la section est minimale (figure 4-39). La figure 4-40 présente une courbe contrainte – déformation d'un joint parachevé ainsi que les courbes du métal de base et d'un joint brut pour fins de comparaison. L'augmentation de la limite d'élasticité et de la résistance à la traction est causée par l'augmentation de la dureté dans le joint.

Tableau 4-11: Résultats des essais de traction des joints parachevés par traitement thermique.

Condition	Limite d'élasticité [MPa]		Résistance à la traction [MPa]		Allongement à la rupture [%]		Module de Young [GPa]	
	valeurs	moyenne	valeurs	moyenne	valeurs	moyenne	valeurs	moyenne
Brossage + traitement thermique	486,0	485,5 (94,8 %)	511	538,6 (93,4 %)	1,4	4,9 (32,4 %)	69,9	69,6
	492,0		531		2,5		70,2	
	478,5		552		6,9		68,9	
	485,5		560		8,9		69,6	
Écart type	5,5		22,1		3,6		0,6	



Figure 4-39: Échantillons de traction parachevés par brossage suivi de traitement thermique. La figure montre l'emplacement de la rupture au milieu du joint.

L'allongement à la rupture est en moyenne inférieur à celui des joints bruts de soudage. Ce comportement a été observé par Nelson, Steel et al. (2001) (section 2.7.4). Cependant, l'écart type de l'allongement à la rupture est de 3,6 % soit 73,5 % de la moyenne. Les valeurs enregistrées varient entre 1,4 % et 8,9 %.

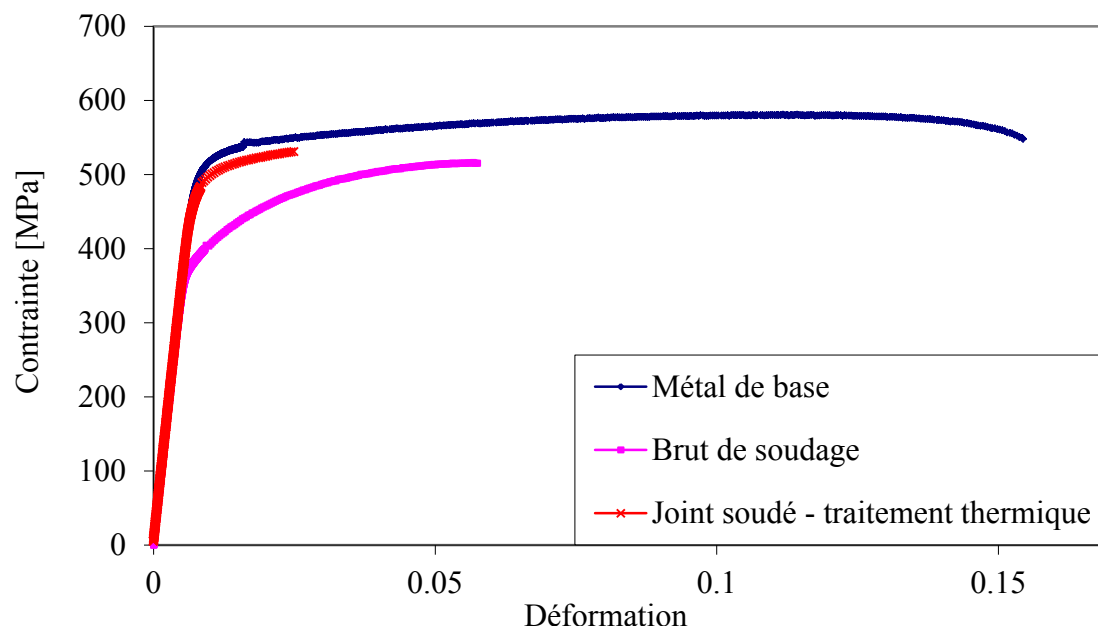


Figure 4-40: Essais de traction d'un échantillon parachevé par brossage suivi de traitement thermique.

4.5.4. Essais de fatigue

La figure 4-41 présente les résultats des essais de fatigue des joints qui ont subi un parachevement par brossage suivi d'un traitement thermique. Les résultats montrent que la résistance en fatigue des joints parachevés est nettement supérieure à celle des joints bruts de soudage. Les résultats des joints parachevés se chevauchent avec les résultats du métal de base entre $N = 10^4$ et $N = 2 \times 10^5$ cycles. Le niveau de contrainte à $N = 10^6$ est estimé à 115 MPa, soit 95,8 % de celui du métal de base et 106,5 % de celui des joints parachevés par brossage seulement. Cela augmente à 98,7 % du métal de base si on tient compte de la réduction de la section au milieu du joint. L'amélioration de la résistance en fatigue est causée par la réduction

de la faiblesse mécanique suite au brossage de la surface et par la remontée de la dureté dans la zone du joint suite au traitement thermique.

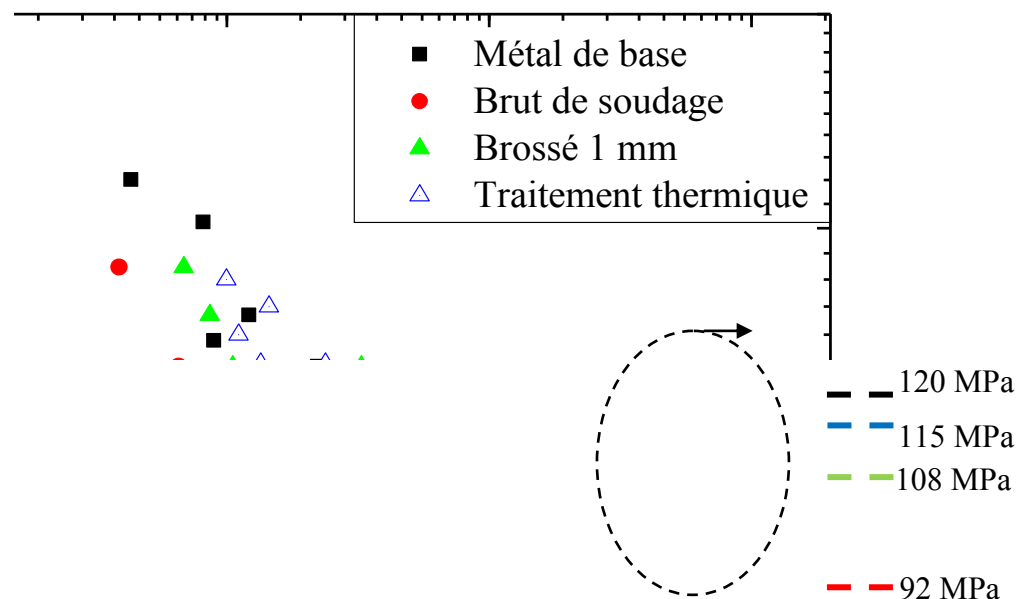


Figure 4-41: Courbes S-N à $R = 0,1$ et des joints parachevés par brossage à 1 mm/s suivi de traitement thermique ($f = 20$ Hz).

Les fissures de fatigue s'amorcent à la surface au milieu du joint, en-dessous à l'emplacement de la ZAT et dans le métal de base loin du joint (un seul cas). Cependant, la grande majorité des fissures se sont amorcées dans la ZAT (6 sur 9), ce qui indique que la résistance en fatigue de la ZAT est inférieure à celle du métal de base. Le site d'amorçage au milieu du joint correspond à la section minimale qui est de 3,5 % inférieure à la section du métal de base. Les figures 4-42 à 4-44 présentent les trois types de rupture des joints parachevés par brossage suivi de traitement thermique.

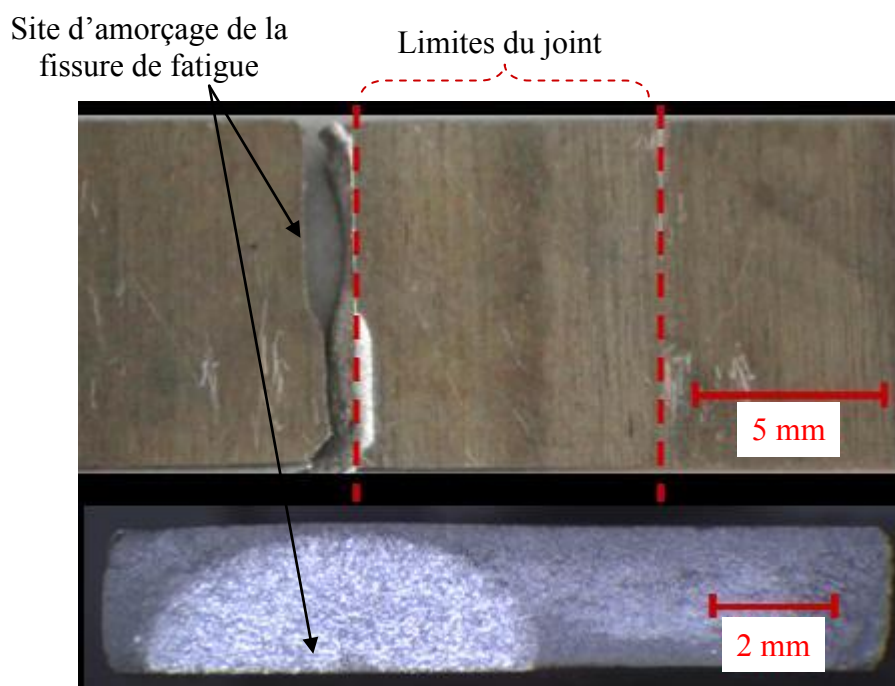


Figure 4-42: Site d'amorçage d'une fissure de fatigue dans la ZAT en-dessous du joint. La largeur de l'échantillon est de 12 mm.

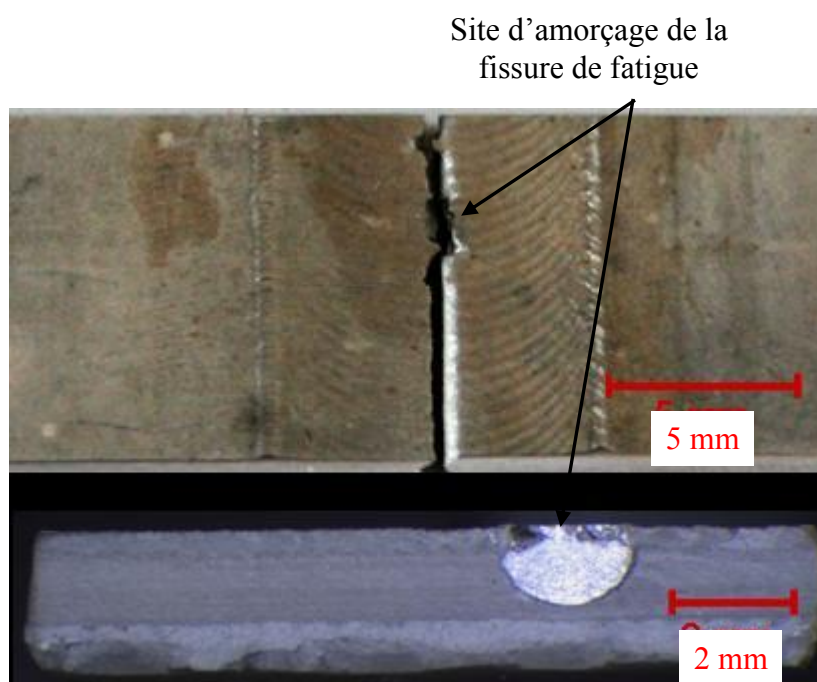


Figure 4-43: Site d'amorçage d'une fissure de fatigue au milieu du joint.

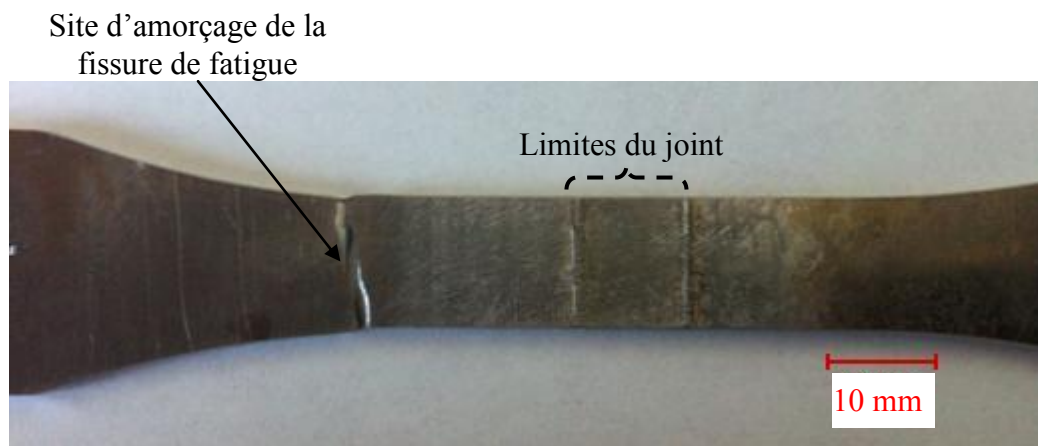


Figure 4-44: Site d'amorçage d'une fissure de fatigue dans le métal de base à $N=139116$.

5. Discussion

5.1 Métal de base et joints bruts de soudage

Les paramètres de soudage utilisés pour l'AA7075-T6 de 2,3 mm d'épaisseur, soit une vitesse de rotation de 1200 rpm, une vitesse d'avance de 10 mm/s et une force verticale de 11 kN avec l'outil utilisé, permettent de produire des joints soudés exempts de défauts de type manque de fusion et à un taux de production acceptable dans l'industrie. Cependant, il subsiste une ligne d'oxyde au milieu du joint. Un outil à pion fileté est susceptible d'améliorer le taux de mélange et éviter la présence de cette ligne d'oxyde.

Les contraintes résiduelles mesurées à la surface du joint dans la direction parallèle au joint varient entre +193 MPa et +77 MPa au milieu et en périphérie du joint (tableau 4-2 et 4-3). Sur l'échantillon F4, trois mesures ont été prises sur la surface du joint, une au milieu et une de chaque côté du joint. Cependant, elles peuvent être plus élevées à mi-chemin entre le milieu et les extrémités du joint comme présenté à la figure 2-26 et la figure 2-27. Ces figures montrent que les contraintes résiduelles maximales ne sont pas au centre du joint et que leur profil ne change pas avec la variation des paramètres de soudage. Donc, le niveau de contraintes résiduelles dans le joint peut être supérieur à +193 MPa.

Les mesures des contraintes résiduelles indiquent que l'incertitude varie selon l'endroit où elles ont été mesurées. D'après Pineault J.A. et Belassel (2002), la précision dépend de la grosseur des grains et de l'uniformité de l'orientation de la microstructure. Le noyau du joint a subi une recristallisation complète. La taille moyenne des grains est de 5 μm . L'incertitude dans cette zone est inférieure à ± 6 MPa (au-dessus et en-dessous du joint). Par contre, en bordure du joint, il y a déformation des grains, mais la température n'est pas assez élevée pour activer les mécanismes de recristallisation (figure 4-5). Ceci peut expliquer une anisotropie locale et une incertitude élevée dans les valeurs des contraintes résiduelles mesurées.

Les contraintes résiduelles sont en compression dans la direction perpendiculaire au joint. La moyenne des contraintes mesurées en bordure du joint de la plaque soudée est de -27 MPa. En

valeur absolue, elles sont inférieures à celles mesurées dans la direction parallèle au joint, et elles sont du même ordre de grandeur que celles mesurées sur le métal de base. Ainsi, il est possible de dire qu'elles ont un effet négligeable lorsque la résistance en fatigue des plaques soudées est comparée à celle du métal de base. Cependant, la moyenne des contraintes résiduelles mesurées en bordure du joint des échantillons de fatigue est de $-65,3$ MPa. Ce niveau de contraintes résiduelles peut avoir un effet non négligeable sur la résistance en fatigue des échantillons soudés. La résistance réelle d'une plaque soudée pourrait être inférieure à celle des échantillons.

Les résultats des essais de traction montrent que la limite d'élasticité et la résistance à la traction des joints soudés sont de 388 MPa et 515 MPa et celles du métal de base de 512 MPa et 576 MPa respectivement. Ceci signifie une baisse de la limite d'élasticité et de la résistance à la traction de 124 MPa et 61,5 MPa respectivement. Cette différence peut être expliquée par la baisse de la dureté dans la zone du joint et en particulier dans la ZAT. Salazar-Guapuriche, Zhao et al. (2006) rapportent que la limite d'élasticité et la résistance à la traction du AA7010 varient en fonction de la dureté selon les lignes présentées à la figure 5-1. Basée sur les équations des droites de cette figure, une réduction de la dureté de 185 HV à 150 HV devrait causer une réduction de la limite d'élasticité et de la résistance à la traction de 113 MPa et 68 MPa, respectivement. Le tableau 5-1 présente les résultats des essais de traction du métal de base et des joints SFM en AA7075-T6. Ce dernier montre que les rapports entre la limite d'élasticité et la résistance à la traction sont pratiquement les mêmes dans les trois recherches, malgré le rapport d'avance plus élevé rapporté par Uematsu, Tokaji et al. (2009).

L'allongement à la rupture de joints SFM est de 5,7 % et celui du métal de base est de 15,2 %. Les essais de traction ont été réalisés en utilisant un extensomètre dont la longueur entre couteaux est de 50 mm, alors que la déformation des échantillons soudés est confinée dans la zone du joint à cause de la baisse de la dureté du joint relativement au métal de base (figure 3-6). L'allongement à la rupture des joints SFM calculé pour la longueur totale de l'extensomètre est donc sous-estimé.

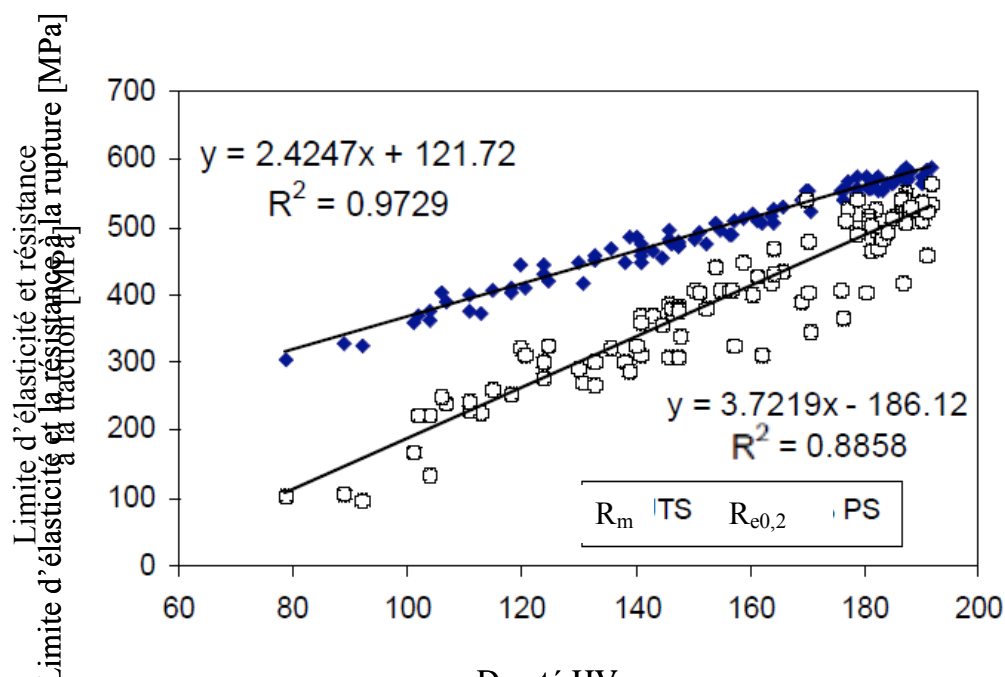


Figure 5-1: Variation de la limite d'élasticité ($R_{e0,2}$) et la résistance à la traction (R_m) du AA7010 en fonction de la dureté Vickers (Salazar-Guapuriche, Zhao et al. 2006).

Tableau 5-1: Résultats d'essais de traction du métal de base (MB) et de joints SFM bruts de soudage (BS). Les valeurs entre parenthèses représentent le pourcentage par rapport au métal de base.

	Condition	Limite d'élasticité [MPa]	Résistance à la traction [MPa]	Allongement à la rupture [%]	Vitesse de rotation [rpm] /vitesse d'avance mm/s
Présente recherche	MB	512	576	15,2	-
	BS	387,7 (75,7)	514,8 (89,3)	5,7 (37,8)	1200/10
Gemme (2011)	MB	460	587	15,1	-
	BS	355 (77,2)	526 (89,6)	7 (46,4)	1200/10
Uematsu, Tokaji et al. (2009)	MB	474	547	12	-
	BS	364 (76,8)	491 (89,8)	12 (100)	1000/5,8

Pour mieux déterminer l'allongement à la rupture des échantillons soudés, il faudrait utiliser un instrument qui mesure directement la déformation dans la zone du joint. Le tableau 5-1 montre

que les allongements à la rupture des joints SFM rapportés par Gemme (2011) et Uematsu, Tokaji et al. (2009) sont de 46,4 % et même 100 % de ceux du métal de base respectivement. La rupture de leurs échantillons de traction a eu lieu dans le noyau. Cependant, leurs publications ne donnent pas la description des extensomètres utilisés.

Les essais de fatigue effectués dans cette étude montrent que la résistance en fatigue du métal de base à 10^6 cycles est inférieure à celle obtenue par Gemme (2011), soit environ 20 MPa de moins pour l'amplitude de contrainte (figure 5-2), alors que les résistances à la traction ne diffèrent que de 10 MPa. Par contre, les résultats de cette étude sont très proches de ceux obtenus par Kaufman (2008b) sur des échantillons de tôle mince de 1,6 mm d'épaisseur en AA7075-T6 présentés à la figure 5-3.

Les amplitudes de contraintes correspondantes à $N = 10^6$ cycles du métal de base et des joints SFM bruts sont de 120 MPa et 92 MPa, respectivement (figure 5-2). Ainsi, la résistance en fatigue à 10^6 cycles des joints SFM est de 23,3 % inférieure à celle du métal de base. Cette réduction est plus importante que celle correspondante à la baisse de la résistance en traction de 576 MPa à 515 MPa, soit 10,7 % (tableau 5-1). Gemme (2011) avait obtenu une réduction encore plus importante que celle obtenue dans la présente recherche. L'écart entre les résistance en fatigue du métal de base et celles des joints soudés peut être expliqué par les caractéristiques suivantes :

- Les sillons de l'outil et les bourrelets de soudage sont des concentrations de contraintes facilitant l'amorçage des fissures de fatigue.
- Il y a une réduction de la section du joint d'environ 3,5 % comme expliqué à la section 3.2.2.

L'analyse fractographique des échantillons de fatigue montre que les fissures de fatigue s'amorcent dans les sillons de l'outil près de la bordure du joint, à l'endroit où les sillons sont perpendiculaires à la force appliquée lors des essais de fatigue ou dans les puits de dureté de la ZAT. Ainsi, on peut identifier deux types de faiblesse qui réduisent la résistance en fatigue des joints SFM, soit la faiblesse mécanique causée par la présence des sillons de l'outil et une faiblesse métallurgique correspondant à la présence des puits de dureté dans la ZAT. Pour

améliorer la résistance en fatigue des joints SFM, il faut remédier à ces problèmes individuellement ou conjointement.

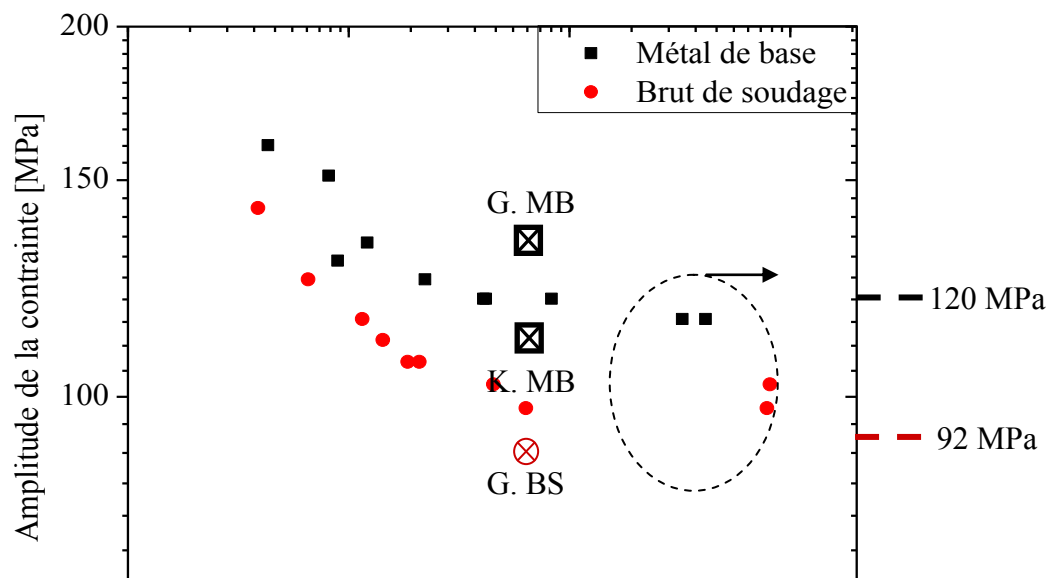


Figure 5-2: Courbes S-N du métal de base et des joints bruts de soudage. La figure montre aussi les amplitudes de contraintes à 10^6 cycles ($R = 0,1$) rapportées par Gemme (2011) pour le métal de base (G. MB), des joints soudés (G. BS) et celle rapportée par Kaufman (2008b) pour l'AA7075-T6 (K. MB) (à $R = 0$)

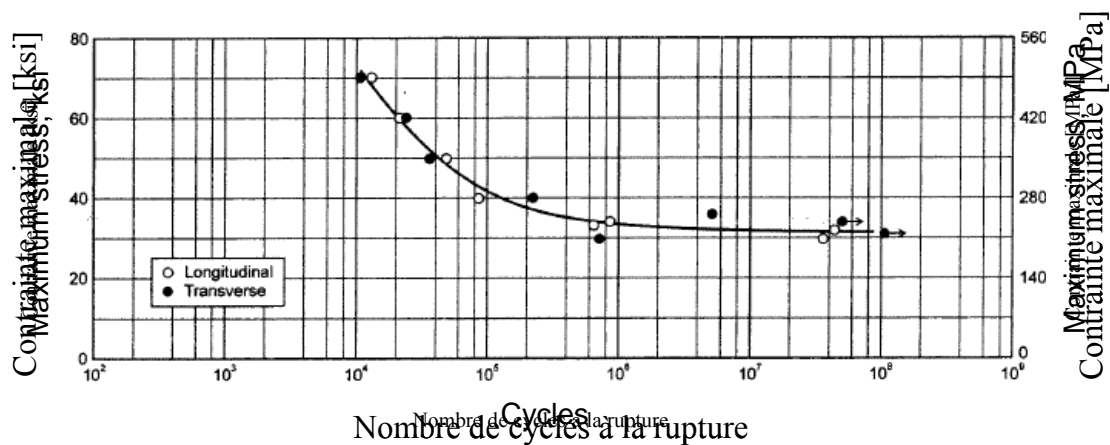


Figure 5-3: Courbes S-N d'échantillons en tôle mince de 1,6 mm d'épaisseur en alliage 7075-T6 à $R = 0$ (Kaufman 2008b).

5.2 Joints brossés

Le brossage est un procédé facile à appliquer et dont l'exécution nécessite un temps négligeable après soudage. Il est possible de brosser un mètre de soudure en un peu plus de trois minutes (vitesse de 5 mm/s). Le traitement peut être appliqué sur la même machine en utilisant un outil peu coûteux. Il est possible d'ajuster l'ouverture entre les diapositives de serrage pour pouvoir passer l'outil de soudage et la brosse sans collision. Donc, il sera possible de faire le traitement sans modification du montage.

Sur les échantillons brossés, l'augmentation des contraintes résiduelles en compression à la surface du joint a un effet positif non négligeable sur l'amélioration de la résistance en fatigue en surface. Les contraintes résiduelles en bordure du joint varient entre -28 MPa à -49 MPa sur les joints bruts de soudage et entre -52 MPa et -103 MPa sur les joints brossés. Par contre, les contraintes résiduelles en dessous du joint ne sont pas affectées par le brossage. Elles varient entre -22 MPa et -40 MPa dans la ZAT et entre + 28 MPa et +36 MPa au milieu du joint. Les fissures de fatigue des joints brossés se sont amorcées dans la ZAT malgré que les contraintes résiduelles sont en tension au milieu du joint et en compression dans la ZAT, ce qui indique que l'effet des puits de dureté est plus important que celui des contraintes résiduelles. La figure 4-13 montre que la dureté varie entre 150 HV et 164 HV dans la ZAT tandis que celle du noyau varie entre 164 HV et 170 HV. La dureté dans le noyau est en moyenne 10 HV supérieure à celle dans la ZAT.

Les essais de fatigue montrent une nette amélioration de la résistance en fatigue des joints brossés à 1 mm/s et à 5 mm/s par rapport aux joints bruts de soudage. Dans l'intervalle des durées de vie entre 4×10^4 et 5×10^5 cycles, les résultats des essais des joints brossés se chevauchent même avec ceux du métal de base. La résistance des joints brossés à $N = 10^6$ cycles est de 18 % à 15 % supérieure à celle des joints bruts de soudage (joints brossés à 1 mm/s et 5 mm/s respectivement). Les résultats montrent une amélioration de la résistance en fatigue sur toute la plage de durée de vie entre 4×10^4 et 10^7 cycles contrairement aux résultats présentés par Gemme (2011) qui montraient une amélioration pour les durées de vie supérieures à 10^5 cycles seulement (figure 2-59).

Les mesures de la rugosité et la figure 3-14 qui présentent l'état de surface avant et après brossage (section 3.2.1) montrent que la sévérité des sillons est fortement réduite par le brossage (surtout en bordure du joint). L'amélioration du fini de surface et l'augmentation du niveau des contraintes résiduelles en compression par brossage ont reporté l'amorçage des fissures de fatigue dans la ZAT sous le joint. Ceci indique que le brossage a rendu la faiblesse mécanique moins importante que la faiblesse métallurgique. Pour améliorer la résistance en fatigue davantage, il faut à la fois améliorer le fini de surface et augmenter la dureté de la ZAT, ce qui est le but du traitement thermique post-soudage (section 5.5).

5.3 Joints galetés

Le galetage par dessus avec une force verticale de 20 kN a réduit la déformation des plaques soudées d'environ 50 %. Le galetage par dessous avec la même force verticale de 20 kN a réduit la déformation de 40 % en valeur absolue tout en inversant le sens de la déformation. Ainsi, cette force est plus que nécessaire, et le galetage à une force inférieure à 20 kN pourrait réduire la déformation davantage. La valeur de la force doit être déterminée expérimentalement pour être mieux adaptée aux conditions de soudage et aux équipements en place. D'autre part, le nombre de passes de galetage n'a pas d'effet sur la réduction de la déformation. Les galetages réalisés en effectuant quatre passes ont montré que la déformation est pratiquement la même qu'après deux passes.

La réduction de la déformation des plaques et l'augmentation de la limite d'élasticité des échantillons de traction indiquent que le parachèvement a induit des déformations plastiques dans la zone du joint. Les contraintes résiduelles n'ont pas été mesurées après galetage dans la présente recherche, mais Altenkirch, Steuwer et al. (2009) rapportent que le galetage induit des contraintes résiduelles en compression dans la zone du joint. Dans la direction longitudinale, le niveau des contraintes résiduelles baisse de +170 MPa à l'état brut à -75 MPa après galetage avec une force verticale de 20 kN (figure 2-52). Cette variation importante va de pair avec la réduction de distorsion.

L'écrasement des bourrelets de soudage qui se produit suite au galetage par dessus et ou par dessous le joint cause une concentration de contrainte sévère qui devient le site d'amorçage rapide des fissures de fatigue. La résistance en fatigue se situe à 48 MPa pour $N = 10^6$ cycles comparativement à 92 MPa pour les joints bruts de soudage. Cette réduction est évidente sur toute la plage de durée de vie de $N = 10^4$ à $N = 10^6$. D'autre part, les pentes des courbes S-N des joints galetés sont plus grandes que celle des joints bruts de soudage (figure 5-4). C'est une caractéristique du comportement en fatigue des composantes ayant une entaille sévère et dont la vie en fatigue est contrôlée par la propagation des fissures (Jutla 1996). À une amplitude de contrainte donnée, la vie en fatigue d'un échantillon du métal de base, d'un joint brut de soudage ou d'un joint brossé est la somme des vies en amorçage et en propagation, tandis que celle d'un joint galeté est limitée à la partie en propagation. Ainsi, les courbes S-N des joints galetés présentent un décalage vers la gauche et une inclinaison plus abrupte par rapport au métal de base à cause de l'absence de la composante de vie en amorçage. Les pentes des courbes S-N en échelles logarithmiques sont de -0,089, -0,117 et -0,22 pour le métal de base, les joints bruts de soudage et les joints galetés, respectivement.

L'amplitude de la contrainte correspondant à la résistance en fatigue du métal de base à $N = 10^6$ cycles est d'environ 120 MPa à un rapport $R = 0,1$. Ainsi, l'intervalle de contrainte est de 240 MPa ($\Delta\sigma = 240$ MPa). Lee, Glinka et al. (2009) et Newman et Yamada (2010) rapportent qu'à un rapport $R = 0,1$, le seuil de propagation des fissures longues (ΔK_{th}) varie entre 1,6 MPa.m^{1/2} et 1,8 MPa.m^{1/2}. La longueur critique d'une fissure dans le diagramme de Kitagawa et Takahashi (1976) est :

$$a_0 = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K_{th}}{\Delta \sigma_0} \right)^2 \quad (5-1)$$

Au-dessous de cette valeur, la résistance en fatigue ne dépend pas de la longueur de la fissure. Par contre, au-delà de cette longueur, la résistance en fatigue de la pièce diminue avec l'augmentation de la taille de la fissure. Selon cette formule et les données présentées précédemment, la taille critique de la fissure pour l'AA7075-T6 se situe entre 14,15 μm et 17,9 μm .

Les micrographies des joints galetés indiquent que la profondeur des entailles sous les bourrelets écrasés varie entre 40 μm et 80 μm . Ces dimensions excèdent la longueur critique du diagramme de Kitagawa et Takahashi. Ceci confirme que le comportement en fatigue des joints galetés ne comprend que la composante en propagation.

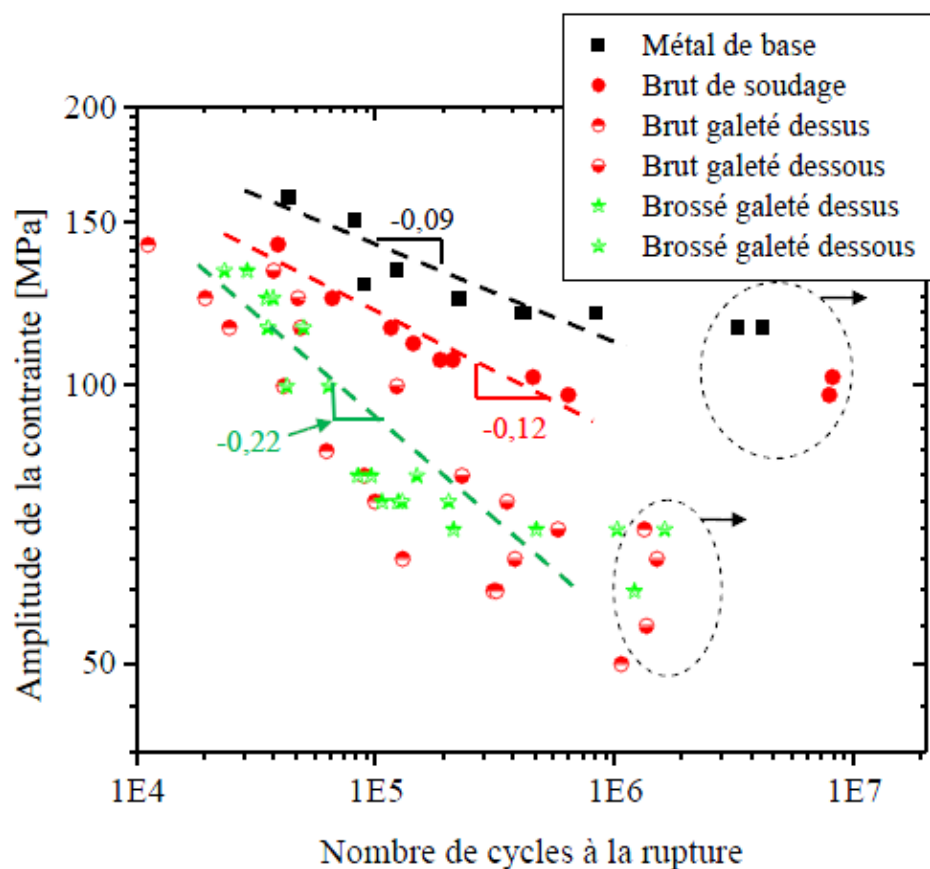


Figure 5-4: Courbes S-N à $R = 0,1$ du métal de base, des joints bruts de soudage et des joints parachevés par galetage ($f=20$ Hz).

La dispersion des données S-N est causée en partie par la variabilité de l’empreinte laissée par l’écrasement du bourrelet. Vu l’irrégularité du bourrelet, la sévérité de l’entaille n’est pas uniforme tout le long du joint. Les fissures de fatigue s’amorcent plus rapidement sous les entailles les plus sévères causées par l’écrasement d’un bourrelet plus grand.

En conclusion, le galetage est recommandé comme traitement pour réduire les déformations des plaques. Par contre, il n’est pas recommandé pour l’amélioration de la résistance en fatigue de tôles minces.

5.4 Joints usinés

Le parachèvement par usinage a permis d'éliminer complètement la faiblesse mécanique sur la surface du joint. Les fissures de fatigue se sont amorcées au dessous du joint là où la dureté mesurée est la plus basse (figure 4-12). Cependant, la dureté à la racine du joint peut être inférieure à celle mesurée à 0,3 mm de la surface en dessous du joint. Malgré la réduction de la section du joint d'environ 1.2 mm^2 , les joints parachevés ont à peu près la même résistance en fatigue que celle de joints bruts de soudage entre $N = 10^4$ et $N = 5 \times 10^5$ cycles. L'importance du fini de surface sur la résistance en fatigue augmente avec l'augmentation du nombre de cycles. L'usinage a permis d'augmenter la résistance en fatigue à $N = 10^6$ à 108 MPa, une amélioration de 13,3 % par rapport aux joints bruts de soudage (92 MPa). Cette amélioration est la même que celle des joints brossés à 1 mm/s.

Ces résultats concordent en partie avec ceux publiés par Uematsu, Tokaji et al. (2009) (figure 2-60) qui montrent que l'usinage a un effet plus significatif sur la résistance en fatigue à plus de 10^5 cycles. Dans cette dernière étude, la résistance à la traction de l'alliage 7075-T6 est de 547 MPa et 491 MPa pour le métal de base et les joints SFM respectivement, tandis que la résistance en fatigue à 10^7 cycles est pratiquement la même. Il faut noter cependant que les courbes S-N présentées par Uematsu, Tokaji et al. (2009) montrent 5 essais de fatigue dont un seul du métal de base à plus de 5×10^5 cycles. Donc, ces résultats ne sont pas assez nombreux pour voir l'effet d'usinage sur la résistance en fatigue des joints SFM en AA7075-T6.

Cette méthode de parachèvement sur tôle mince n'est pas applicable dans une production en série. Usiner les plaques de 40 cm de longueur représente un défi pour contrôler l'épaisseur du métal à enlever et le fini de surface. De plus, le traitement nécessite une deuxième machine ou l'installation d'un outil de coupe sur la machine SFM. Ceci est une opération supplémentaire dans le procédé de fabrication, ce qui signifie une augmentation des coûts. Ce traitement peut représenter un avantage pour des plaques épaisses dans les cas où la réduction de l'épaisseur est négligeable en termes de pourcentage de la section originale. Le contrôle de l'usinage du joint diminue avec l'augmentation des dimensions des pièces soudées.

5.5 Joints parachevés par brossage et traitement thermique

Si on se fie aux mesures de microdureté, le traitement thermique a éliminé en grande partie la faiblesse métallurgique dans la ZAT. La cartographie de la microdureté du joint ainsi parachevé (figure 4-37) montre que la dureté du joint est très proche de celle du métal de base. La dureté au milieu de l'échantillon (à travers l'épaisseur) est un peu inférieure à celle des surfaces inférieure et supérieure, mais un écart semblable existe sur le métal de base (figure 4-13).

La métallographie montre une importante augmentation de la taille des grains dans le noyau à la surface du joint et à la racine du joint (figure 4-38). L'augmentation de la taille des grains dans les joints SFM en AA7075 après traitement thermique post- soudage a été observée par Nelson, Steel et al. (2001), Charit et Mishra (2008) et Goloborodko, Ito et al. (2004) (section 2.7.4). Goloborodko, Ito et al. (2004) rapportent que la croissance des grains apparaît après un traitement thermique à une température de 450 °C et plus. Dans la présente recherche, la température de mise en solution est de 460 °C (10 °C au dessus de la température critique). Ainsi, il est possible de dire que la croissance des grains soit causée principalement par la mise en solution à 460 °C. La croissance des grains en surface peut être aussi causée en partie par l'écrouissage superficiel induit par le brossage avant le traitement thermique. Un taux d'écrouissage légèrement au dessus du seuil critique peut causer la croissance des grains (Dorlot 1995).

Les résistances en traction monotone présentent une amélioration considérable après parachèvement par brossage suivi d'un traitement thermique. La limite d'élasticité et la résistance à la traction des joints parachevés sont d'environ 98 % de celles du métal de base lorsque le calcul est basé sur la section réelle de l'échantillon dans la zone du joint. Ceci démontre que la résistance à la traction des échantillons parachevés par brossage suivi d'un traitement thermique est pratiquement la même que celle du métal de base. Cependant, le traitement thermique n'a pas amélioré l'allongement à la rupture. La moyenne est de 4,9 % alors que celle des joints bruts de soudage est de 5,7 %.

Les cas de rupture en fatigue à l'emplacement de la ZAT suggèrent que le traitement thermique n'a pas ramené parfaitement cet endroit à l'état T6. Cependant, compte tenu des résultats, on peut considérer que le parachèvement par brossage et traitement thermique permet d'éliminer la faiblesse mécanique et de réduire grandement la faiblesse métallurgique des joints SFM. Ce type

de parachèvement a permis d'améliorer la résistance en fatigue tout le long de la courbe S-N. Aucune fissure de fatigue ne s'est amorcée dans la zone où la croissance anormale du grain a eu lieu. Ainsi, il est possible de dire que ce traitement est beaucoup plus efficace qu'un traitement de thermique de vieillissement directement après soudage tel que rapporté par Ericsson et Sandstorm (2003) (figure 2-66).

Le tableau 5-2 résume les résultats des essais mécaniques effectués dans la présente recherche. Le tableau indique aussi les sites d'amorçage des fissures de fatigue. La résistance en fatigue des joints bruts de soudage est 76,7 % de celui du métal de base. Les sillons de l'outil sont les sites d'amorçage des fissures de fatigue. Le broissage et l'usinage améliorent la résistance en fatigue à 90 % de celle du métal de base et reportent l'amorçage de fissures de fatigue dans les puits de dureté de la ZAT au dessous du joint. Par contre, le galetage réduit la résistance en fatigue jusqu'à 40 % de celle du métal de base. Les bourrelets écrasés sont les sites d'amorçage des fissures de fatigue. Les meilleures performances en traction et en fatigue des joints SFM sont obtenues après parachèvement par broissage et traitement thermique de mise en solution et revenu.

Tableau 5-2: Sommaire des résultats des essais réalisés dans la présente recherche. Les valeurs entre parenthèses représentent le pourcentage de l'efficacité du joint par rapport au métal de base. La résistance en fatigue est l'amplitude de contrainte à 10^6 cycles.

Condition	Limite d'élasticité [MPa]	Résistance à la traction [MPa]	Allongement à la rupture [%]	Résistance en fatigue [MPa]	Site d'amorçage des fissures de fatigue
Métal de base	512,2	576,4	15,2	120	Endroit variable en surface
Joints bruts	387,7 (75,7)	514,8 (89,3)	5,7 (37,5)	92 (76,7)	Sillons
Joints broissés	388,3 (75,8)	506,3 (87,8)	4,5 (29,6)	105 à 108 (87,5 à 90)	ZAT au dessous du joint
Joints galetés	405,9 (79,2)	518 (89,9)	5,5 (36,2)	48 à 57 (40 à 47,5)	Bourrelet écrasé
Joints usinés	396,8 (77,5)	531,9 (92,3)	6,8 (44,7)	108 (90)	ZAT au dessous du joint
Joints broissés avec TT	485,5 (94,8)	538,6 (93,4)	4,9 (32,2)	115 (95,8)	ZAT au dessous ou au milieu du joint au-dessus

CONCLUSIONS

Le soudage par friction-malaxage permet l'assemblage des tôles minces en alliage d'aluminium 7075-T6 avec un taux de production de 36 mètres à l'heure. Les tôles de 2,3 mm d'épaisseur ont été soudées avec un outil dont l'épaulement est de 10 mm de diamètre. La longueur et le diamètre du pion sont 2,1 mm et 2,3 mm respectivement. Les vitesses de rotation et d'avance sont de 1200 rpm et 10 mm/s respectivement. La force verticale optimale pour les conditions de soudage utilisées est de 11 kN. Une force inférieure à 11 kN peut causer des défauts à la racine du joint (qui pourrait par conséquent ne pas passer les essais de pliage) tandis qu'une force supérieure à 11 kN peut causer une augmentation de la quantité du métal expulsée par l'outil.

Dans une plaque soudée, les contraintes résiduelles dans la direction parallèle au joint sont beaucoup plus importantes que celles dans la direction perpendiculaire au joint (tableau 4-2). Cependant, le niveau de contraintes résiduelles dans la direction perpendiculaire au joint est du même ordre de grandeur que celui du métal de base. Ainsi, les contraintes résiduelles ne devraient pas affecter l'écart entre la résistance en fatigue du métal de base et celle des plaques soudées lorsque la charge appliquée est perpendiculaire au joint. La résistance en fatigue des joints SFM bruts de soudage peut avoir été légèrement surévaluée, car les échantillons testés avaient une compression résiduelle plus élevée que celle mesurée sur la plaque soudée (-56,3 MPa sur les échantillons comparativement à -27 MPa sur la plaque en moyenne). Les mesures des contraintes résiduelles effectuées dans le cadre de ce projet ont permis de mettre en évidence la différence entre les contraintes résiduelles dans une plaque brute de soudage et des échantillons de fatigue.

La baisse de la dureté et la réduction de la section du joint ont pour effet de réduire la limite d'élasticité, la résistance à la traction et l'allongement à la rupture des joints bruts de soudage. Ces propriétés sont égales à respectivement 75,7 %, 89,3 % et 37,5 % de celles du métal de base respectivement. Les joints parachevés par brossage et par galetage présentent sensiblement les mêmes valeurs que les joints bruts de soudage.

Les sillons de l'outil forment des zones de concentrations de contraintes aux côtés entrant et sortant du joint. Les fissures de fatigue s'amorcent au fond des sillons à proximité des bourrelets,

là où ils sont perpendiculaires à la force appliquée. La résistance en fatigue des joints bruts de soudage à $N=10^6$ cycles est égale à 76,6 % de celle du métal de base. La chute de dureté dans la ZAT en dessous est une faiblesse métallurgique qui réduit aussi la résistance en fatigue des joints SFM. Deux fissures de fatigue sur huit se sont amorcées dans la ZAT sur des échantillons bruts à $N=60 \times 10^4$ et 15×10^5 cycles.

Le brossage est un procédé de parachèvement simple et facile à appliquer. Il est possible de parachever le joint en utilisant la même machine et le même montage que celui mis en place pour le soudage. Ce procédé a permis de réduire la profondeur des sillons en bordure du joint. Cette réduction de la sévérité de la faiblesse mécanique a reporté l'amorçage des fissures de fatigue en dessous du joint dans les puits de dureté de la ZAT. Le parachèvement par brossage permet d'augmenter le niveau des contraintes résiduelles en compression à la surface du joint et d'améliorer la résistance en fatigue pour des durées de vie entre 4×10^4 et 5×10^6 cycles. La résistance à $N = 10^6$ des joints brossés à 1 mm/s est 108 MPa (90,4 % de celle du métal de base), ce qui représente une amélioration de 17,4 % par rapport aux joints bruts de soudage.

Le galetage a été effectué sur la machine de soudage. La force verticale appliquée (20 kN) était la force maximale que le rouleau peut supporter. À cause de cette limitation, il n'était pas possible d'atteindre l'objectif ciblé de réduire l'épaisseur du joint à 2,1 mm pour induire des contraintes résiduelles en compression à travers l'épaisseur du joint. Le galetage par dessus permet de réduire la distorsion des plaques soudées de 65 %. Le galetage par dessous la réduit de 40 % mais il inverse le sens de la déformation. Il pourrait permettre de réduire davantage la distorsion en appliquant une force verticale inférieure à 20 kN.

La cartographie de la microdureté d'un joint galeté en surface montre que l'effet de parachèvement se limite à une couche superficielle. La dureté du joint à 0,3 mm en dessous de la surface est pratiquement la même que celle du joint brut. La limite d'élasticité et la résistance à la traction des joints galetés sont proches de celles des joints bruts de soudage.

L'écrasement des bourrelets de soudage cause une concentration de contraintes sévère qui devient un site d'amorçage rapide des fissures de fatigue. La réduction de la résistance en fatigue

à $N = 10^6$ varie entre 60 % pour les joints bruts galetés par dessus et 52,5 % pour les joints brossés et galetés par dessous. Si ce traitement est recommandé pour réduire la déformation, c'est l'inverse pour la résistance en fatigue. La performance des joints galetés lors des essais de traction n'est pas du tout indicative de leur performance en fatigue.

Le parachèvement par usinage nécessite une opération supplémentaire sur une machine-outil autre que celle de soudage. Il a été possible d'usiner le joint sans laisser de concentrations de contraintes dans le joint ni en bordure de la zone usinée. Les fissures de fatigue se sont amorcées dans les puits de dureté en dessous du joint. La résistance en fatigue à $N = 10^6$ (108 MPa) est au même niveau que celle des joints brossés (90,4 % de celle du métal de base), ce qui correspond à une augmentation de 17,4 % par rapport aux joints bruts de soudage. La présente étude a permis de montrer que l'usinage améliore la résistance en fatigue sur toute la courbe S-N. Elle montre aussi que l'usinage de la surface du joint d'une plaque mince est difficile. Par contre, cette technique pourrait être intéressante pour des plaques épaisses plus faciles à usiner.

Lorsque la résistance en fatigue est le critère principal, il est recommandé d'effectuer un parachèvement par brossage suivi d'un traitement thermique complet (mise en solution à 460 °C pendant une heure et demie, suivie d'une trempe à l'eau et d'un vieillissement à 120 °C pendant 24 heures). Ce parachèvement permet de minimiser la sévérité de la faiblesse mécanique ainsi que celle de la faiblesse métallurgique. Le brossage élimine en bonne partie les sillons de l'outil tandis que le traitement thermique permet de remonter la dureté du joint dans la ZAT. La cartographie de la microdureté Vickers montre que la dureté de la ZAT a atteint environ 95 % de celle du métal de base.

La limite d'élasticité et la résistance à la traction des joints sont de 485,5 MPa et 538 MPa soit environ 94,8 % et 93,4 % de celles du métal de base respectivement. Lorsqu'on tient compte de la réduction de section dans le joint, l'écart entre le métal de base et le joint SFM se réduit à 96,9 %. Cependant, l'allongement à la rupture est environ 32 % de celui du métal de base.

Deux sites d'amorçage de fissures de fatigue ont été déterminés sur les échantillons parachevés par traitement thermique, soit au dessus au milieu du joint et en dessous à l'emplacement de la

ZAT. Le milieu du joint est l'endroit où la section est la plus réduite. L'emplacement de la ZAT est l'endroit où la dureté est minimale. La résistance en fatigue est très proche de celle du métal de base, soit 95,8 % du métal de base à $N = 10^6$ cycles. Cette performance monte à 98,6 % si on tient compte de la réduction de l'épaisseur de 3,5 %.

RECOMMANDATIONS

D'après les résultats obtenus la présente recherche, le SFM est recommandé pour souder l'AA7075-T6. Ce procédé produit des joints de bonne qualité possédant une bonne performance en fatigue.

Le parachèvement par brossage est recommandé pour améliorer le fini de surface et réduire la sévérité des concentrations de contrainte dues aux sillons et aux bourrelets en bordure du joint. Ce traitement permet de reporter l'amorçage de fissures de fatigue en dessous du joint dans les puits de dureté de la ZAT. Il est possible d'effectuer le traitement sur la même machine et avec un coût de production négligeable.

Le parachèvement par galetage est recommandé pour réduire les déformations des plaques minces. Au cas où la résistance en fatigue est critique, il conviendrait d'araser les bourrelets et les sillons de l'outil avant de procéder au galetage.

Le parachèvement par usinage est recommandé pour les plaques épaisses lorsque l'usinage peut être uniforme à la grandeur des plaques et implique une réduction relative d'épaisseur est négligeable.

Le parachèvement par brossage et traitement thermique est recommandé quand la résistance en fatigue est le critère principal. Cette combinaison de parachèvement permet de réduire à la fois la faiblesse mécanique et la faiblesse métallurgique ce qui se traduit par une amélioration substantielle de la résistance en fatigue des joints soudés.

La présente recherche a apporté des nouvelles connaissances scientifiques sur les joints SFM :

- Distribution des contraintes résiduelles sur une plaque soudée et un échantillon de fatigue;
- Amélioration de la résistance en fatigue des joints brossés tout le long de la courbe S-N;
- Réduction de la déformation après galetage et inversion du sens de déformation après galetage par-dessous;

- Réduction de la résistance en fatigue après galetage (les essais de traction ne sont pas indicatifs de la performance en fatigue des joints galetés);
- Parachèvement par brossage et traitement thermique qui ramène la résistance en fatigue des joints SFM presque au même niveau que celui du métal de base;

Les directions suivantes devraient être explorées pour approfondir les connaissances sur les joints SFM :

- Mesure des contraintes résiduelles sur des plaques et des échantillons parachevés par galetage pour évaluer leur effet sur la résistance en fatigue;
- Optimisation des paramètres de soudage et de la géométrie de l'outil pour éliminer les bourrelets et les sillons avant galetage;
- Optimisation de la force verticale du galetage par dessous pour réduire davantage les déformations des plaques soudées;
- Réalisation du galetage par-dessus avec une force verticale de plus que 20 kN pour évaluer la possibilité d'induire des contraintes résiduelles de compression à travers l'épaisseur total de la plaque;
- Utilisation d'un rouleau de galetage avec des rainures qui passeraient par-dessus les bourrelets sans les écraser;
- Mesure de l'allongement local du joint soudé pour mieux comprendre l'effet de traitement thermique;
- Amélioration de la ductilité des joints SFM après traitement thermique;
- Optimisation du traitement thermique pour monter la dureté dans la ZAT au même niveau que celui du métal de base;
- Étude des fractographies des échantillons de traction et de fatigue par microscope à balayage électronique pour déterminer si la ligne d'oxyde a un effet sur les modes de rupture.

BIBLIOGRAPHIE

- Ali, A., M. W. Brown, et al. (2006). "Characterization of 2024-T351 friction stir welding joints." *Journal of Failure Analysis and Prevention* **6**(4): 83-96.
- Altenberger, I. (2005). Deep Rolling - the past, the present and the future. 9th International Conference and exhibition on shot peening. Paris, Marne la Vallée, France: 144-155.
- Altenkirch, J., A. Steuwer, et al. (2008a). "Mechanical Tensioning of High-Strength Aluminum Alloy Friction Stir Welds." *Metallurgical and Materials Transactions A* **39**(13): 3246-3259.
- Altenkirch, J., A. Steuwer, et al. (2008b). "The effect of tensioning and sectioning on residual stresses in aluminium AA7749 friction stir welds." *Materials Science and Engineering A* **488**(1-2): 16-24.
- Altenkirch, J., A. Steuwer, et al. (2010). "Process-microstructure-property correlations in Al-Li AA2199 friction stir welds." *Science and Technology of Welding & Joining* **15**(6): 522-527.
- Altenkirch, J., A. Steuwer, et al. (2009). "Residual stress engineering in friction stir welds by roller tensioning." *Science and Technology of Welding and Joining* **14**(2): 185-192.
- Arora, A., Z. Zhang, et al. (2009). "Strains and strain rates during friction stir welding." *Scripta Materialia* **61**(9): 863-866.
- Attallah, M. M. and H. G. Salem (2005). "Friction stir welding parameters: a tool for controlling abnormal grain growth during subsequent heat treatment." *Materials Science and Engineering: A* **391**(1-2): 51-59.

- Aydın, H., A. Bayram, et al. (2010). "The effect of post-weld heat treatment on the mechanical properties of 2024-T4 friction stir-welded joints." *Materials & Design* **31**(5): 2568-2577.
- Bray, J. W., Ed. (1990). *Aluminum Mill and Engineered Wrought Products, Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*. Vol 2, ASM Handbook, Materials Park, Oh, ASM international, 1990, pp. 29-61.
- Brooks, C. R. (1991). *Heat treating of aluminum alloys, Principles of Heat Treating of Nonferrous Alloys, Heat treating*, Vol 4, ASM Handbook, Materials Park, Oh, ASM International, 2002, pp. 841-879.
- Bucci, R. J., Ed. (1996). *Selecting Aluminum Alloys to Resist Failure by Fracture Mechanisms, Fatigue and Fracture Resistance of Nonferrous Alloys, Fatigue*, Vol 19, ASM Handbook, Materials Park, Oh, ASM International, 1996, pp.771-882.
- Buffa, G., L. Fratini, et al. (2008). "On the thermo-mechanical loads and the resultant residual stresses in friction stir processing operations." *CIRP Annals - Manufacturing Technology* **57**(1): 287-290.
- Buffa, G., J. Hua, et al. (2006). "Design of the friction stir welding tool using the continuum based FEM model." *Materials Science and Engineering: A* **419**(1-2): 381-388.
- Burford, D. A., Tweedy, B.M., et Widener , C. A. (2006). *Influence of shoulder configuration and geometric features on FSW track properties*. 6th International Symposium on Friction Stir Welding. Saint-Sauveur, Canada TWI, Oct 10-13, 2006.
- Bussu, G. and P. E. Irving (2003). "The role of residual stress and heat affected zone properties on fatigue crack propagation in friction stir welded 2024-T351 aluminium joints." *International Journal of Fatigue* **25**(1): 77-88.

- Cabibbo, M., H. J. McQueen, et al. (2007). "Microstructure and mechanical property studies of AA6056 friction stir welded plate." *Materials Science and Engineering: A* **460-461**: 86-94.
- Cavaliere, P., G. Campanile, et al. (2006). "Effect of welding parameters on mechanical and microstructural properties of AA6056 joints produced by Friction Stir Welding." *Journal of Materials Processing Technology* **180**(1-3): 263-270.
- Cavaliere, P., A. Squillace, et al. (2008). "Effect of welding parameters on mechanical and microstructural properties of AA6082 joints produced by friction stir welding." *Journal of Materials Processing Technology* **200**(1-3): 364-372.
- Charit, I. and R. S. Mishra (2008). "Abnormal grain growth in friction stir processed alloys." *Scripta Materialia* **58**(5): 367-371.
- Chen, H.-B., K. Yan, et al. (2006). "The investigation of typical welding defects for 5456 aluminum alloy friction stir welds." *Materials Science and Engineering: A* **433**(1-2): 64-69.
- Chen, Y. C., J. C. Feng, et al. (2009). "Precipitate evolution in friction stir welding of 2219-T6 aluminum alloys." *Materials Characterization* **60**(6): 476-481.
- Cheng, X., J. W. Fisher, et al. (2003). "Residual stress modification by post-weld treatment and its beneficial effect on fatigue strength of welded structures." *International Journal of Fatigue* **25**(9-11): 1259-1269.
- Clark Jr, R., B. Coughran, et al. (2005). "On the correlation of mechanical and physical properties of 7075-T6 Al alloy." *Engineering Failure Analysis* **12**(4): 520-526.

- Dattoma, V., M. Giorgi, et al. (2007). On the Residual Stress Field in the Aluminum Alloy Fsw Joints. *Experimental Analysis of Nano and Engineering Materials and Structures*: 943-944.
- Davis, J. R., Ed. (1993a). *Heat treating, Aluminium and Aluminium Alloys*, Materials Park, Oh, ASM international, 1993, pp 290-327.
- Davis, J. R., Ed. (1993b). *Properties of Wrought Alunum Alloys, Properties of Aluminum and Aluminum Alloys, Aluminium and Aluminium Alloys*, Materials Park, Oh, ASM international, 1993, pp 645-706.
- Di, S., X. Yang, et al. (2007). "The influence of zigzag-curve defect on the fatigue properties of friction stir welds in 7075-T6 Al alloy." *Materials Chemistry and Physics* **104**(2-3): 244-248.
- Di, S., X. Yang, et al. (2006). "Comparative study on fatigue properties between AA2024-T4 friction stir welds and base materials." *Materials Science and Engineering: A* **435-436**: 389-395.
- Dickerson, T. L. and J. Przydatek (2003). "Fatigue of friction stir welds in aluminium alloys that contain root flaws." *International Journal of Fatigue* **25**(12): 1399-1409.
- Dorlot, J.-M., Baïlon, J.-P., Masounave, J. (1995). *Mataux et Alliages non Ferreux, Des Matériaux*. Éditions de l'École Polytechnique de Montréal, 1995, pp. 325-352.
- Dowling, N. E. (2007). *Fatigue of Materials: Introduction and Stress-Based Approach, Mechanical behavior of materials : Engineering methods for deformation, fracture, and fatigue*, Pearson International Edition, 2007, pp. 391-465.

- Elangovan, K. and V. Balasubramanian (2007). "Influences of pin profile and rotational speed of the tool on the formation of friction stir processing zone in AA2219 aluminium alloy." *Materials Science and Engineering A* **459**(1-2): 7-18.
- Elangovan, K. and V. Balasubramanian (2008b). "Influences of post-weld heat treatment on tensile properties of friction stir-welded AA6061 aluminum alloy joints." *Materials Characterization* **59**(9): 1168-1177.
- Elangovan, K., V. Balasubramanian, et al. (2008a). "Influences of tool pin profile and axial force on the formation of friction stir processing zone in AA6061 aluminium alloy." *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* **38**(3): 285-295.
- Enomoto, M. (2003). "Friction stir welding: research and industrial applications." *Welding International* **17**(5): 341-345.
- Ericsson, M. (2005). *Fatigue strength of friction stir welded joints in Aluminium*, Department of Materials Science and Engineering, Royal Institute of Technology, Stockholm. PhD dissertation.
- Ericsson, M., L.-Z. Jin, et al. (2007). "Fatigue properties of friction stir overlap welds." *International Journal of Fatigue* **29**(1): 57-68.
- Ericsson, M. and R. Sandstrom (2003). "Influence of welding speed on the fatigue of friction stir welds, and comparison with MIG and TIG." *International Journal of Fatigue* **25**(12): 1379-1387.
- Feng, J. C., Y. C. Chen, et al. (2006). "Effects of post-weld heat treatment on microstructure and mechanical properties of friction stir welded joints of 2219-O aluminium alloy." *Materials Science and Technology* **22**(1): 86-90.

- Fersini, D. and A. Pirondi (2007a). "Analysis and modelling of fatigue failure of friction stir welded aluminum alloy single-lap joints." *Engineering Fracture Mechanics* **75**(3-4): 790-803.
- Fersini, D. and A. Pirondi (2007b). "Fatigue behaviour of Al2024-T3 friction stir welded lap joints." *Engineering Fracture Mechanics* **74**(4): 468-480.
- Fratini, L., S. Pasta, et al. (2009). "Fatigue crack growth in 2024-T351 friction stir welded joints: longitudinal residual stress and microstructural effects." *International Journal of Fatigue* **31**: 495-500.
- Fuller, C. (2007). "Friction Stir Tooling: Tool Materials and designs", *Friction Stir Welding and Processing*, Materials Park, Oh, ASM International, 2007, pp. 7-35.
- Fuller, C. B., M. W. Mahoney, et al. (2010). "Evolution of microstructure and mechanical properties in naturally aged 7050 and 7075 Al friction stir welds." *Materials Science and Engineering: A* **527**(9): 2233-2240.
- Gemme, F., Y. Verreman, et al. (2010). "Numerical analysis of the dwell phase in friction stir welding and comparison with experimental data." *Materials Science and Engineering: A (Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing)* **527**(16-17): 4152-4160.
- Gemme, F., Y. Verreman, et al. (2011). "Effect of welding parameters on microstructure and mechanical properties of AA7075-T6 friction stir welded joints." *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* **34**(11): 877-886.
- Gemme, F. (2011). "Modelisation numerique des phenomenes physiques du soudage par friction-malaxage et comportement en fatigue de joints soudes en aluminium 7075-T6", PhD dissertation, École Polytechnique, Montreal (Canada).

- Glinka, G. (1987). Residual stress in fatigue and fracture: Theoretical analyses and experiments, Advances in Surface Treatments: Technology, Applications, Effects. Vol 4, Residual Stresses, A. Niku-Lari, Oxford, Engl, Pergamon Press. **4**: 413-454.
- Goloborodko, A., T. Ito, et al. (2004). "Friction stir welding of a commercial 7075-T6 aluminum alloy: grain refinement, thermal stability and tensile properties." Materials Transactions **45**(8): 2503-2508.
- Guerra, M., C. Schmidt, et al. (2002). "Flow patterns during friction stir welding." Materials Characterization **49**(2): 95-101.
- Hamilton, C., S. Dymek, et al. (2008). "A model of material flow during friction stir welding." Materials Characterization **59**(9): 1206-1214.
- Hangai, Y., Y. Ozeki, et al. (2009). "Foaming conditions of porous aluminum in fabrication of ADC 12 aluminum alloy die castings by friction stir processing." Materials Transactions **50**(9): 2154-2159.
- Hassan, K. A. A., A. F. Norman, et al. (2003). "Stability of nugget zone grain structures in high strength Al-alloy friction stir welds during solution treatment." Acta Materialia **51**(7): 1923-1936.
- Hatamleh, O. (2008). "The effects of laser peening and shot peening on mechanical properties in friction stir welded 7075-T7351 aluminum." Journal of Materials Engineering and Performance **17**(5): 688-694.
- Hatamleh, O. and A. DeWald (2009). "An investigation of the peening effects on the residual stresses in friction stir welded 2195 and 7075 aluminum alloy joints." Journal of Materials Processing Technology **209**(10): 4822-4829.

- Hattingh, D. G., C. Blignault, et al. (2008). "Characterization of the influences of FSW tool geometry on welding forces and weld tensile strength using an instrumented tool." *Journal of Materials Processing Technology* **203**(1-3): 46-57.
- James, M. N., G. R. Bradley, et al. (2005). "The relationship between process mechanisms and crack paths in friction stir welded 5083-H321 and 5383-H321 aluminium alloys." *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* **28**(1-2): 245-256.
- Jata, K., K. Sankaran, et al. (2000). "Friction-stir welding effects on microstructure and fatigue of aluminum alloy 7050-T7451." *Metallurgical and Materials Transactions A* **31**(9): 2181-2192.
- Juijerm, P. and I. Altenberger (2007). "Effective boundary of deep-rolling treatment and its correlation with residual stress stability of Al-Mg-Mn and Al-Mg-Si-Cu alloys." *Scripta Materialia* **56**(9): 745-748.
- Jutla, T., Ed. (1996). *Fatigue and Fracture Control of weldments, Fatigue and fracture, Vol 19, ASM handbook, Materials Park, Oh, ASM International, 1996, pp. 434-449.*
- Kainuma, S., H. Katsuki, et al. (2008). "Evaluation of fatigue strength of friction stir butt-welded aluminum alloy joints inclined to applied cyclic stress." *International Journal of Fatigue* **30**(5): 870-876.
- Kaufman, J. G. (2008a). *Influence of Fabrication Finishing Variables on Fatigue Properties, Properties of Aluminum Alloys: Fatigue Data and Effects of Temperature, Product Form, and Processing, Materials Park, Oh, ASM International, 2008, pp. 451-455.*
- Kaufman, J. G. (2008b). *Comparisons of Fatigue Properties of Various Alloys, Tempers, and Products, Properties of Aluminum Alloys: Fatigue Data and Effects of Temperature, Product Form, and Processing, Materials Park, Oh, ASM International, 2008, pp. 431-439.*

- Khaled, T. (2005). "An Outsider Looks at Friction Stir Welding " Federal Aviation Administration, Lakewood, Ca, USA, Rapport technique, ANM-112N-05-06, 2005
- Kim, Y. G., H. Fujii, et al. (2006). "Three defect types in friction stir welding of aluminum die casting alloy." *Materials Science and Engineering: A* **415**(1-2): 250-254.
- Krishnan, K. N. (2002). "The effect of post weld heat treatment on the properties of 6061 friction stir welded joints." *Journal of Materials Science* **37**(3): 473-480.
- Kulekci, M. K., A. Sik, et al. (2008). "Effects of tool rotation and pin diameter on fatigue properties of friction stir welded lap joints." *International Journal of Advanced Manufacturing Technology* **36**(9-10): 877-882.
- Kumar, K. and S. V. Kailas (2008). "The role of friction stir welding tool on material flow and weld formation." *Materials Science and Engineering A* **485**(1-2): 367-374.
- Lammlein, D. H., D. R. DeLapp, et al. (2009). "The application of shoulderless conical tools in friction stir welding: An experimental and theoretical study." *Materials & Design* **30**(10): 4012-4022.
- Larose, S., L. Dubourg, et al. (2010). "Limitation of Distortion in Friction Stir Welded (FSW) Panels using Needle Peening", *Materials Science Forum* 638-642, pp 1203-1208.
- Laz, P. J. and B. M. Hillberry (1998). "Fatigue life prediction from inclusion initiated cracks." *International Journal of Fatigue* **20**(4): 263-270.
- Leal, R. M., C. Leitão, et al. (2008). "Material flow in heterogeneous friction stir welding of thin aluminium sheets: Effect of shoulder geometry." *Materials Science and Engineering: A* **498**(1-2): 384-391.

- Lee, E. U., G. Glinka, et al. (2009). "Fatigue of 7075-T651 aluminum alloy under constant and variable amplitude loadings." *International Journal of Fatigue* **31**(11-12): 1858-1864.
- Lima, E. B. F., J. Wegener, et al. (2003). "Dependence of the microstructure, residual stresses and texture of AA 6013 friction stir welds on the welding proces." *Zeitschrift fuer Metallkunde/Materials Research and Advanced Techniques* **94**(8): 908-915.
- Limodin, N. and Y. Verreman (2006). "Fatigue strength improvement of a 4140 steel by gas nitriding: Influence of notch severity." *Materials Science and Engineering: A* **435–436**(0): 460-467.
- Linton, V. M. and M. I. Ripley (2008). "Influence of time on residual stresses in friction stir welds in agehardenable 7xxx aluminium alloys." *Acta Materialia* **56**(16): 4319-4327.
- Liu, F. C. and Z. Y. Ma (2008). "Influence of Tool Dimension and Welding Parameters on Microstructure and Mechanical Properties of Friction-Stir-Welded 6061-T651 Aluminum Alloy." *Metallurgical and Materials Transactions A* **39**(10): 2378-2388.
- Liu, H. J., H. Fujii, et al. (2003). "Tensile properties and fracture locations of friction-stir-welded joints of 2017-T351 aluminum alloy." *Journal of Materials Processing Technology* **142**(3): 692-696.
- Lombard, H., D. G. Hattingh, et al. (2009). "Effect of process parameters on the residual stresses in AA5083-H321 friction stir welds." *Materials Science and Engineering A* **501**(1-2): 119-124.
- Lomolino, S., R. Tovo, et al. (2005). "On the fatigue behaviour and design curves of friction stir butt-welded Al alloys." *International Journal of Fatigue* **27**(3): 305-316.
- Mahoney, M., C. Rhodes, et al. (1998). "Properties of friction-stir-welded 7075 T651 aluminum." *Metallurgical and Materials Transactions A* **29**(7): 1955-1964.

- Majzoobi, G. H., K. Azadikhah, et al. (2009). "The effects of deep rolling and shot peening on fretting fatigue resistance of Aluminum-7075-T6." *Materials Science and Engineering: A* **516**(1-2): 235-247.
- Menzemer, C., P. C. Lam, et al. (1999). "An investigation of fusion zone microstructures of welded aluminum alloy joints." *Materials Letters* **41**(4): 192-197.
- Minitab Inc. (2007). Minitab (Version 15) [Logiciel]. Tiré de [Http://www.math.ntnu.no/~bo/TMA4275/Download/15.Distribution.Analysis.pdf](http://www.math.ntnu.no/~bo/TMA4275/Download/15.Distribution.Analysis.pdf)
- Mishra, R. S. and Z. Y. Ma (2005). "Friction stir welding and processing." *Materials Science and Engineering: R: Reports* **50**(1-2): 1-78.
- Moreira, P. M. G. P., M. A. V. de Figueiredo, et al. (2007). "Fatigue behaviour of FSW and MIG weldments for two aluminium alloys." *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* **48**(2): 169-177.
- Murphy, A., W. McCune, et al. (2007). "The characterisation of friction stir welding process effects on stiffened panel buckling performance." *Thin-Walled Structures* **45**(3): 339-351.
- Murr, L. E., G. Liu, et al. (1997). "Dynamic recrystallization in friction-stir welding of aluminum alloy 1100." *Journal of Materials Science Letters* **16**(22): 1801-1803.
- Nalla, R. K., I. Altenberger, et al. (2003). "On the influence of mechanical surface treatments--deep rolling and laser shock peening--on the fatigue behavior of Ti-6Al-4V at ambient and elevated temperatures." *Materials Science and Engineering A* **355**(1-2): 216-230.
- Nandan, R., T. DebRoy, et al. (2008). "Recent advances in friction-stir welding - Process, weldment structure and properties." *Progress in Materials Science* **53**(6): 980-1023.

- Nelson, T., R. Steel, et al. (2001). Investigation of Heat Treatment on the Properties of Friction Stir Welds. ASM International Aeromat Conference Presentation, Orlando, Florida, 2001.
- Newman, J. C., Jr. and Y. Yamada (2010). "Compression precracking methods to generate near-threshold fatigue-crack-growth-rate data." *International Journal of Fatigue* **32**(6): 879-885.
- Okada, T., M. Suzuki, et al. (2010). "Evaluation of crack nucleation site and mechanical properties for friction stir welded butt joint in 2024-T3 aluminum alloy." *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* **50**(4): 127-135.
- Pasta, S. and A. P. Reynolds (2008). "Evaluation of residual stresses during fatigue test in an FSW joint." *Strain* **44**(2): 147-152.
- Peel, M., A. Steuwer, et al. (2003). "Microstructure, mechanical properties and residual stresses as a function of welding speed in aluminium AA5083 friction stir welds." *Acta Materialia* **51**(16): 4791-4801.
- Pineault, J. A. and M. Belassel, Eds. (2002). X-Ray Diffraction Residual Stress Measurement in Failure Analysis, Failure Analysis and Prevention, Vol 11, ASM handbook , ASM International, 2002, pp. 484-497.
- Pouget, G. and A. P. Reynolds (2008). "Residual stress and microstructure effects on fatigue crack growth in AA2050 friction stir welds." *International Journal of Fatigue* **30**(3): 463-472.
- Prevey, P. and M. Mahoney (2003). Improved fatigue performance of friction stir welds with low plasticity burnishing: Residual stress design and fatigue performance assessment, Madrid, Spain, Trans Tech Publications Ltd. Materials Science Forum, 426-432(4): 2933-2940.

- Prime, M. B., T. Gnäupel-Herold, et al. (2006). "Residual stress measurements in a thick, dissimilar aluminum alloy friction stir weld." *Acta Materialia* **54**(15): 4013-4021.
- Richards, D. G., P. B. Prangnell, et al. (2008). "Global mechanical tensioning for the management of residual stresses in welds." *Materials Science and Engineering: A* **489**(1-2): 351-362.
- Salazar-Guapuriche, M. A., Y. Y. Zhao, et al. (2006). "Correlation of strength with hardness and electrical conductivity for aluminium alloy 7010." *Materials Science Forum* **519-521**: 853-858.
- Sato, Y. S., M. Urata, et al. (2002). "Parameters controlling microstructure and hardness during friction-stir welding of precipitation-hardenable aluminum alloy 6063." *Metallurgical and Materials Transactions A* **33**(3): 625-635.
- Sato, Y. S., H. Kokawa, et al. (1999). "Microstructural evolution of 6063 aluminum during friction-stir welding." *Metallurgical and Materials Transactions A* **30**(9): 2429-2437.
- Sato, Y. S., S. H. C. Park, et al. (2001). "Microstructural factors governing hardness in friction-stir welds of solid-solution-hardened Al alloys." *Metallurgical and Materials Transactions A* **32**(12): 3033-3042.
- Sato, Y. S., H. Takauchi, et al. (2005). "Characteristics of the kissing-bond in friction stir welded Al alloy 1050." *Materials Science and Engineering: A* **405**(1-2): 333-338.
- Schmidt, H. and J. Hattel (2005). CFD modelling of the shear layer around the tool probe in Friction Stir Welding, 3rd Symposium, Friction Stir Welding, TMS, San Francisco, CA, United states, Vol 3, 2005, pp 225-232.
- Schmidt, H. B. and J. H. Hattel (2008). "Thermal modelling of friction stir welding." *Scripta Materialia* **58**(5): 332-337.

- Schmidt, H. N. B., T. L. Dickerson, et al. (2006). "Material flow in butt friction stir welds in AA2024-T3." *Acta Materialia* **54**(4): 1199-1209.
- Scialpi, A., L. A. C. De Filippis, et al. (2007). "Influence of shoulder geometry on microstructure and mechanical properties of friction stir welded 6082 aluminium alloy." *Materials & Design* **28**(4): 1124-1129.
- Seidel, T. U. and A. P. Reynolds (2001). "Visualization of the material flow in AA2195 friction-stir welds using a marker insert technique." *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science* **32**(11): 2879-2884.
- Staron, P., M. Kocak, et al. (2002). Residual stresses in friction stir welded Al sheets, *Applied Physics A*, Springer-Verlag, Vol A74(1): 1161-1162.
- Su, J. Q., T. W. Nelson, et al. (2003). "Microstructural investigation of friction stir welded 7050-T651 aluminium." *Acta Materialia* **51**(3): 713-729.
- Thomas, W., E. D. Nicholas, et al. (2005). "FSW process variants and mechanical properties." *Welding in the World* **49**(3-4): 4-11.
- Thomas WM, N. E., Needham JC, Murch MG, Temple-Smith P, Dawes CJ. (1991). Friction stir butt welding The Welding Institute. PCT/GB92/02203;1991.
- Thomas, W. M. and E. D. Nicholas (1997). "Friction stir welding for the transportation industries." *Materials & Design* **18**(4-6): 269-273.
- Thomas, W. M., E. D. Nicholas, et al. (2001). Friction stir welding - Tool developments, *Welding in the World*, Pringer-Verlag 47(11-12): 10-17.

- Uematsu, Y., K. Tokaji, et al. (2009). "Fatigue behaviour of friction stir welds without neither welding flash nor flaw in several aluminium alloys." *International Journal of Fatigue* **31**(10): 1443-1453.
- Uyyuru, R. and S. Kailas (2006). "Numerical analysis of friction stir welding process." *Journal of Materials Engineering and Performance* **15**(5): 505-518.
- Wang, X., K. Wang, et al. (2008). "Comparison of fatigue property between friction stir and TIG welds." *Journal of University of Science and Technology Beijing, Mineral, Metallurgy, Material* **15**(3): 280-284.
- Warmuzek, M., Ed. (2004). *Metallographic Techniques for Aluminum and Its Alloys, Metallography and Microstructures, Vol 9, ASM Handbook, Materials Park, Oh, ASM International, 2004, pp. 711-751.*
- Woo, W., H. Choo, et al. (2007). "Influence of the Tool Pin and Shoulder on Microstructure and Natural Aging Kinetics in a Friction-Stir-Processed 6061–T6 Aluminum Alloy." *Metallurgical and Materials Transactions A* **38**(1): 69-76.
- Zadpoor, A., J. Sinke, et al. (2008). "The effects of friction stir welding on the mechanical properties and microstructure of 7000 series aluminium tailor-welded blanks." *International Journal of Material Forming* **1**(1): 1311-1314.
- Zhang, H. W., Z. Zhang, et al. (2007). "3D modeling of material flow in friction stir welding under different process parameters." *Journal of Materials Processing Technology* **183**(1): 62-70.
- Zhang, Y. N., X. Cao, et al. (2012). "Review of tools for friction stir welding and processing." *Canadian Metallurgical Quarterly* **51**(3): 250-261.

- Zhao, Y.-h., S.-b. Lin, et al. (2005). "The influence of pin geometry on bonding and mechanical properties in friction stir weld 2014 Al alloy." *Materials Letters* **59**(23): 2948-2952.
- Zhou, C., X. Yang, et al. (2006a). "Effect of root flaws on the fatigue property of friction stir welds in 2024-T3 aluminum alloys." *Materials Science and Engineering: A* **418**(1-2): 155-160.
- Zhou, C., X. Yang, et al. (2006b). "Effect of kissing bond on fatigue behavior of friction stir welds on Al 5083 alloy." *Journal of Materials Science* **41**(10): 2771-2777.